

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ імені
ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»
Інженерно-фізичний факультет
Високотемпературних матеріалів та порошкової металургії

«На правах рукопису»
УДК 621.762.21

«До захисту допущено»

Завідувач кафедри

(підпис) (ініціали, прізвище)
“ ____ ” _____ 2019 р.

Магістерська дисертація
за освітньо-професійною програмою
Матеріалознавство композитів та покриттів

зі спеціальності 132 Матеріалознавство
на тему: «Отримання порошків сплавів Al-Mg в умовах високо-швидкісного
охолодження розплавів »

Виконав: магістрант II курсу, групи ФК-81мп

(шифр групи)

Золоєв Арсен Олегович

(прізвище, ім'я, по батькові)

(підпис)

Науковий керівник проф., д.т.н. Рагуля А.В.

(посада, науковий ступінь, вчене звання, прізвище та ініціали)

(підпис)

Консультант доцент, к.т.н. Арламов О. Ю.

з охорони праці

(науковий ступінь, вчене звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Консультант доцент, к.е.н. Петренко К. В.

з організаційно-
економічної
частини

(науковий ступінь, вчене звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Нормоконтроль доцент, к.т.н., Бірюкович Л.О.

(посада, науковий ступінь, вчене звання, прізвище та ініціали)

(підпис)

Рецензент

(посада, науковий ступінь, вчене звання, прізвище та ініціали)

(підпис)

Засвідчую, що у цій магістерській дисертації немає
запозичень з праць інших авторів без відповідних посилань

Магістрант _____
(підпис)

Київ – 2019 року

ВІДОМІСТЬ МАГІСТЕРСЬКОЇ ДИСЕРТАЦІЇ

[illegible]

Національний технічний університет України
“Київський політехнічний інститут” імені Ігоря Сікорського

Факультет	Інженерно-фізичний
Кафедра	Високотемпературних матеріалів та порошкової металургії
Рівень вищої освіти	другий (магістерський)
Спеціальність	132 МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО
Освітньо-наукова програма	Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів

“ЗАТВЕРДЖУЮ”

В. о. завідувача кафедри

Мазур В. І.

(прізвище ініціали)

(підпис)

“ ____ ” _____ 2019 р.

З А В Д А Н Н Я

на магістерську дисертацію магістранту

Золоєву Арсену Олеговичу

(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема дисертації: Отримання порошків сплавів Al-Mg в умовах високошвидкісного охолодження розплавів

2. Науковий керівник: проф., д.т.н. Рагуля А.В.

(посада, науковий ступінь, вчене звання, прізвище та ініціали)

затверджений наказом по університету від _____ 2019 року № _____

2. Строк подання дисертації: _____

3. Вихідні дані до дисертації: _____

4. Зміст пояснювальної записки (перелік питань, що їх належить розробити):

5. Перелік графічного матеріалу:

6. Консультанти розділів дисертації

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Організаційно-економічний розділ	Петренко К.В., к.е.н., доц.		
Охорона праці та безпека в надзвичайних ситуаціях	Арламов О.Ю., к.т.н., доц.		

7. Дата видачі завдання: _____ 2019 р.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ п/п	Назва етапів виконання магістерської дисертації	Строк виконання етапів магістерської дисертації	Примітка*
1	Проходження техніки безпеки по роботі в лабораторіях		
2	Аналіз літературних даних та оформлення літературного огляду		
3	Виконання експериментальної частини		
4	Обговорення отриманих результатів		
5	Розділ охорони праці		
6	Організаційно-економічний розділ		
7	Оформлення звіту та підготовка до захисту		
8	Захист дипломної роботи.		

Магістрант
Науковий керівник дисертації

Золоєв А.О.
Рагуля А.В.

відмітка про виконання із підписом кері

Пояснювальна записка до магістерської дисертації

**на тему: Отримання порошків сплавів Al-Mg в умовах високо-швидкісного
охолодження розплавів**

Київ – 2019 року

РЕФЕРАТ

Робота вміщує: 94 стор., 19 рис., 24 табл., 76 джерела

АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ, ВОДОРОЗПИЛЕНІ ПОРОШКИ,
ГРАНУЛОМЕТРИЧНИЙ СКЛАД, ДЕФОРМАЦІЙНІ ТЕХНОЛОГІЇ,
ДИСПЕРГУВАННЯ, ПРОКАТКА СИМЕТРИЧНА І АСИМЕТРИЧНА

Метою роботи є розробка технології процесу деформування наноструктурованих порошкових матеріалів на основі алюмінієво-магнієвих сплавів додатково легованих перехідними металами, а також малорозчинними в алюмінії залізом, хромом, що були отримані з використанням технології надшвидкої кристалізації розплаву при диспергуванні його водою високого тиску; дослідження впливу режимів деформаційних технологій для отримання оптимальних структурних станів деформованих матеріалів.

Розроблена технологія диспергування розплаву сплавів на основі алюмінію водою високого тиску, при якій забезпечується охолодження частинок порошку з швидкістю ≥ 106 К/с. Визначено оптимальні параметри диспергування розплаву.

Досліджений клас порошкових Al-Mg композитів є перспективним для високотемпературного використання. Границя плинності в оптимальних структурних станах досягає 160 МПа при 300 °С, що є достатньо високим значенням в порівнянні з іншими жароміцними матеріалами на основі алюмінію.

Проведено дослідження впливу режимів деформації на структуроутворення і механічні властивості порошкових матеріалів на основі алюмінієво-магнієвих сплавів, отриманих методами надшвидкої кристалізації розплаву при диспергуванні його водою високого тиску і показано, що при збільшенні ступеня деформації при прокатці високолегованих порошкових матеріалів відбувається зростання міцності. При цьому використання асиметричної прокатки дозволяє отримати більш міцний прокат в порівнянні з прокатом, продеформованим з використанням симетричної схеми прокатки.

РЕФЕРАТ

Работа содержит: 94 стр., 19 рис., 24 табл., 76 источника

АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ, ВОДОРАСПЫЛЕННЫХ ПОРОШКОВ, ГРАНУЛОМЕТРИЧЕСКИЙ СОСТАВ, ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, ДИСПЕРГИРОВАНИЯ, ПРОКАТКА СИММЕТРИЧНЫЕ И АСИММЕТРИЧНЫЕ

Целью работы является разработка технологии процесса деформирования наноструктурированных порошковых материалов на основе алюминиево-магниевого сплава дополнительно легированных переходными металлами, а также малорастворимые в алюминии железом, хромом, полученные с использованием технологии сверхбыстрой кристаллизации расплава при диспергировании его водой высокого давления; исследования влияния режимов деформационных технологий для получения оптимальных структурных состояний деформированных материалов.

Разработана технология диспергирования расплава сплавов на основе алюминия водой высокого давления, при которой обеспечивается охлаждение частиц порошка со скоростью $\geq 10^6$ К / с. Определены оптимальные параметры диспергирования расплава.

Исследован класс порошковых Al-Mg композитов является перспективным для высокотемпературного использования. Предел текучести в оптимальных структурных состояниях достигает 160 МПа при 300 ° С, что является достаточно высоким значением по сравнению с другими жаропрочных материалов на основе алюминия.

Проведено исследование влияния режимов деформации на структурообразование и механические свойства порошковых материалов на основе алюминиево-магниевого сплава, полученных методами сверхбыстрой кристаллизации расплава при диспергировании его водой высокого давления и показано, что при увеличении степени деформации при прокатке высоколегированных порошковых материалов происходит рост прочности. При этом использование асимметричной прокатки позволяет получить более прочный

прокат по сравнению с прокатом, продеформованым с использованием симметричной схемы прокатки.

ABSTRACT

The work contains: 94 p., 19 fig., 24 tabl., 76 refer

ALUMINUM ALLOYS, WATER-SPRAY POWDERS, GRANULOMETRIC COMPOSITION, DEFORMATION TECHNOLOGIES, DISPERSION, ROLLING SYMMETRIC AND ASYMMETER

The aim of this work is to develop a technology for the deformation of nanostructured powder materials based on aluminum-magnesium alloys additionally doped with transition metals, as well as low-soluble in aluminum iron, chromium, which were obtained using the technology of ultrafast crystallization of the melt when dispersed with high pressure water; study of the influence of deformation technology regimes to obtain optimal structural states of deformed materials.

The technology of dispersion of the melt of alloys based on aluminum with high-pressure water is developed, which ensures the cooling of the powder particles at a rate of $\geq 10^6$ K / s. The optimum melt dispersion parameters are determined.

The studied class of powder Al-Mg composites is promising for high temperature use. The yield strength in optimal structural states reaches 160 MPa at 300 ° C, which is quite high compared to other aluminum-based heat resistant materials.

The influence of deformation modes on the structure formation and mechanical properties is investigated. powder materials based on aluminum-magnesium alloys obtained by the methods of ultrafast crystallization of the melt when dispersed with high-pressure water and it is shown that with increasing the degree of deformation when rolling high-alloy powder materials there is an increase in strength. The use of asymmetric rolling makes it possible to obtain more durable rolling compared to rolling deformed using a symmetrical rolling circuit.

ЗМІСТ

<u>ВСТУП</u>	14
<u>1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД</u>	15
<u>1.1</u> Застосування сплаву системи Al–Mg	15
<u>1.2</u> Технології забезпечення умов високошвидкісної кристалізації розплаву алюмінієвих сплавів	16
<u>1.3</u> Способи отримання швидкозакристалізованих алюмінієвих сплавів	20
<u>1.3.1</u> Використання віброгрохоту	20
<u>1.3.2</u> Використання електродів	22
<u>1.3.3</u> Використання сухого диспергування	19
1.3.4 Використання диспергування з охолодженням у вод.....	20
1.3.5 Використання диспергування стислим газом.....	20
1.3.6 Використання диспергування вибухом.....	20
<u>1.4.</u> Використання порошків тугоплавких сполук в якості лігатури для отримання матеріалів з підвищеними механічними та експлуатаційними властивостями	21
<u>1.5</u> Використання методів інтенсивної пластичної деформації при виготовленні напівфабрикатів з порошків алюмінієвих сплавів.....	25
<u>1.6</u> Висновки та постановка завдання дослідження	26
<u>2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ</u>	28
<u>2.1</u> Устаткування для виготовлення і оптимізації процесу диспергування розплаву водою високого тиску для виготовлення порошків Al-Mg сплавів, додатково легованих залізом і хромом	28
<u>2.2</u> Виготовлення дослідних партій порошків сплавів системи Al – Mg, додатково легованих залізом і хромом	32
<u>2.3</u> Дослідження впливу режимів екструзії і прокатки на формування властивостей матеріалів з порошків алюмінієвих сплавів	Ошибка! Закладка не о
<u>3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ</u>	34
<u>3.1</u> Результати диспергування розплаву водою високого тиску.....	34

<u>3.2</u> Результати дослідження гранулометричного складу виготовлених порошків	35
<u>3.3</u> Результати дослідження механічних випробувань.....	37
<u>4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ</u>	51
<u>4.1</u> Безпека технологічного процесу	51
<u>4.2</u> Безпека технологічного обладнання.....	53
<u>4.3</u> Висновки до розділу.....	53
<u>5 ЕНЕРГЕТИЧНИЙ РОЗДІЛ</u>	57
<u>6 ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ РОЗДІЛ</u>	61
<u>6.1</u> Розрахунок чисельності виробничих робітників та їх заробітної плати.....	61
<u>6.2</u> Визначення фондів заробітної плати.....	63
<u>7 ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ</u>	63
<u>7.1</u> Науково-технічна актуальність НДР.....	63
<u>7.2</u> Розрахунок витрат на проведення НДР.....	63
<u>7.2.1</u> Витрати на оплату праці.....	64
<u>7.2.2</u> Єдиний соціальний внесок	65
<u>7.2.3</u> Матеріали, необхідні для проведення досліджень	66
<u>7.2.4</u> Інші прямі неврахована витрати.....	67
<u>7.2.5</u> Накладні витрати	67
<u>7.2.6</u> Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми	68
<u>7.3</u> Науково-технічна ефективність НДР	69
<u>8 РОЗРОБЛЕННЯ СТАРТАП - ПРОЕКТУ</u>	73
<u>8.1</u> Опис ідеї Стартап-проекту.....	74
<u>8.2</u> Аналіз техніко-економічних переваг.....	74
<u>8.3</u> Технологічний аудит ідеї проекту.....	75
<u>8.4</u> Аналіз ринкових можливостей запуску Стартап-проекту	76
<u>8.5</u> Аналіз ринку збуту товару	77
<u>8.7</u> Аналіз альтернативних ринків впровадження Стартап-проекту	79

<u>8.8 Ступеневий аналіз конкуренції на ринку</u>	80
<u>8.9 SWOT-аналіз Стартуп-проекту</u>	81
<u>8.10 Визначення ключових переваг концепції потенційного товару</u>	82
<u>8.11 Висновки до розділу</u>	82
<u>ВИСНОВКИ</u>	83
<u>CONCLUSIONS</u>	85
<u>ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ</u>	86

ВСТУП

Статична міцність широко відомих сплавів на базі системи Al-Mg, додатково легованих перехідними елементами, наближається до рівня сталей (будучи при цьому майже в три рази легше останніх), що робить їх особливо привабливими для продукції лімітованої маси, такої, як в літакобудуванні.

Проте висока міцність цих сплавів супроводжується підвищеною сприйнятливістю до корозії і зростанням чутливості до надрізу. У поєднанні високої міцності з корозійною стійкістю звертають увагу на сплави системи Al-Mg, які можуть бути значно зміцнені шляхом додаткового легування як розчинними (за умови твердіння високою швидкістю, тобто які створюють пересичені тверді розчини на основі алюмінію) перехідними металами (магній, марганець, хром), так і малорозчинними (залізо, нікель і ін.).

Метою роботи є розробка технології процесів консолідації та деформування наностурних порошкових матеріалів на основі алюмінієво-магнієвих сплавів, отриманих методами порошкової металургії з забезпеченням надшвидкої кристалізації розплаву. Використання цієї технології відкриває перспективу створення нових високоміцних конструкційних матеріалів.

Розроблені високоміцні сплави системи Al-Mg, леговані перехідними металами (цирконій, скандій), що створюють пересичені тверді розчини на основі алюмінію, а також малорозчинними в алюмінії залізом, нікелем, хромом та вивчені процеси деформування одержаних порошків, досліджені мікроструктура і механічні властивості розроблених сплавів і напівфабрикатів з них. Також буде досліджено вплив режимів сучасних деформаційних технологій для отримання оптимальних структурних станів деформованих матеріалів.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Застосування сплаву системи Al–Mg

Алюмінієві сплави дуже поширені сьогодні й мають великі перспективи подальшого розвитку. Ці сплави складають основу багатьох конструкцій, які використовуються в провідних галузях науки – в авіації, ракетно-космічній і автомобілебудування.

Алюміній і його сплави почали використовувати як конструкційні матеріали у 20–30-х рр. XX ст. в авіації та автомобільній промисловості. Цей період став віхою масового виробництва, досить згадати приклад мільйонів автомобілів і сотень тисяч літаків під час Другої світової війни.

У повоєнну добу свого розвитку тріала ракетно-космічна промисловість і значне поширення дістали термічно не зміцнювані деформовні сплави алюмінію з магнієм, які мали гарну зварюваність і корозійну стійкість до компонентів ракетного палива. Термічно зміцнювані алюмінієві сплави застосовували також у суднобудуванні й атомній промисловості.

Нанесення покриттів з алюмінію дозволило істотно підвищити корозійну стійкість сталевих конструкцій різного призначення.

У 70-х р. XX ст. було усвідомлено необхідність випереджального розвитку матеріалів порівняно з конструкціями, у яких можна використовувати ці матеріали, підвищено вимоги до матеріалів.

Сплави системи Al-Mg (при вмісті Mg менше 10 %) відносяться до групи термічно не зміцнюваних і є одними з найперспективніших при розробці сплавів різного призначення. По структурі ці сплави представляють собою α -твердий розчин з включенням інтерметалевої β -фази (Mg_5Al_8), кількість і розмір якої залежать від вмісту магнію. Сплави з відносно малим вмістом магнію (до 3,5 %) характеризуються досить грубозернистою мікроструктурою. Подальше підвищення вмісту магнію до 7,5 % сприяє подрібненню мікрозерна, структура стає однорідною і дрібнозернистою. З підвищенням вмісту магнію наявність β -

фази зростає, зростають міцність і текучість, відносно подовження міняється слабо, що пов'язане із збільшенням пересиченості твердого розчину.

Сплави цієї системи характеризуються поєднанням задовільної міцності, хорошої пластичності, дуже хорошої зварюваності і корозійної стійкості. Крім того, вони відрізняються високою втомною міцністю. У сплавах, що містять до 6 % Mg, утворюється евтектична система з атомним складом Al_3Mg_2 з твердим розчином магнію в алюмінії. Найбільш широкого поширення в промисловості набули сплави із вмістом магнію від 1 до 5 %.

1.2 Технології забезпечення умов високошвидкісної кристалізації розплаву алюмінієвих сплавів

Для підвищення міцності необхідно збільшити здатність лігуючих елементів до розчинності. Як відомо, досягти цього можна тільки шляхом використання високих швидкостей охолодження при кристалізації розплаву, забезпечуючи формування недендритної структури і подрібнення недендритного зерна.

В даний час закономірність дендритної кристалізації є загальновизнаною і описується рівнянням по В.І. Добаткину [1]

$$d = A \cdot v - n$$

де d – дендритний параметр (середній розмір осередку при дендритній структурі і розмір зерна при недендритній структурі), мкм;

v – швидкість охолодження;

A, n – постійні.

Для більшості випадків кристалізації алюмінієвих сплавів, слідуючи цій залежності, збільшення швидкості охолодження розплаву на три порядки призводить до зменшення дендритного параметра на один порядок.

Високошвидкісна кристалізація розглядається як перспективний шлях підвищення міцності, жароміцності, корозійної стійкості і ряду інших службових характеристик алюмінієвих сплавів.[2], [3].

Початок вивчення і застосування швидкозагартованих алюмінієвих сплавів в умовах отримання литих сплавів слід віднести до середини двадцятого століття. Промислові злитки алюмінієвих сплавів, які відливали в чавунні виливниці, мали грубу структуру з крупними крихкими включеннями інших фаз в результаті низької швидкості охолодження металу, що кристалізувався.

Надалі було встановлено, що при великих швидкостях охолодження з'являються дендрити, міжосні відстані яких зменшуються при підвищенні швидкості охолодження. При високій швидкості кристалізації домішки в зливку розподіляються за об'ємом у вигляді окремих дисперсних включень, а механічні властивості литого металу наближаються до властивостей деформованого.

На основі застосування високошвидкісного охолодження розплаву був розроблений процес отримання пересичених твердих розчинів в сплаві системи алюміній–марганець з концентрацією марганцю, що істотно перевищує максимальну рівноважну розчинність і встановлено, що при швидкому загартуванні розплаву сильно пересичені тверді розчини утворюються і в інших системах на основі алюмінію.

Численні роботи по дослідженню швидкозагартованих алюмінієвих сплавів дозволили виявити найбільш важливі структурні ефекти, обумовлені високими швидкостями охолодження розплаву при твердінні:

- а) утворення метастабільних фаз, зокрема аномально пересичених твердих розчинів, інтерметалідних фаз;
- б) диспергування всіх структурних складових, зокрема нерозчинних в матриці інтерметалідних фаз.

Таким чином були розширені можливості легування алюмінію елементами, що мають незначну рівноважну розчинність в твердому стані (зокрема, тугоплавкими, перехідними металами). Для литих сплавів на основі алюмінію накопичено значний обсяг експериментальних даних про вплив швидкості

охолодження на дисперсність структури, про закономірності нерівноважної кристалізації із застосуванням різних методів високошвидкісного загартування розплаву.

При постійній швидкості охолодження розплаву на дисперсність складових структурних сплавів і розмір дендритної ячейки впливає склад сплаву. Збільшення легування при постійній швидкості охолодження розплаву приводить до зменшення середнього розміру зерна дендритної ячейки, причому зі зменшенням швидкості охолодження ефект посилюється.

Нерівноважна кристалізація при високошвидкісному охолодженні розплаву протікає в умовах зменшення дифузії в твердому стані і відсутності міжфазної дифузії, що відповідає стану рівноваги рідини і поверхневих шарів кристала, тобто квазірівноваги [4]. Кількість твердої фази при нерівноважній кристалізації сплавів систем з необмеженою розчинністю з пониженням температури залежить від швидкості охолодження. При температурі рівноважного солідусу сплав містить деяку достатньо велику кількість рідкої фази.

Розплав, що залишається, надалі твердіє з пониженням температури аж до температури твердіння другого компонента залежно від швидкості охолодження.

Наслідком нерівноважної кристалізації твердих розчинів є пониження температури закінчення твердіння (відповідно початку плавлення при подальшому нагріванні) і збереження високого ступеня неоднорідності складу в твердому стані.

Нерівноважна кристалізація сплавів евтектичних систем з обмеженою розчинністю відрізняється тим, що для складів в області обмежених твердих розчинів температура повного твердіння знижується до температури евтектики. При цій температурі відбувається кристалізація евтектичної складової в сплавах із вмістом другого компонента значно нижче за його граничну розчинність на рівноважній діаграмі (рис. 1.1)

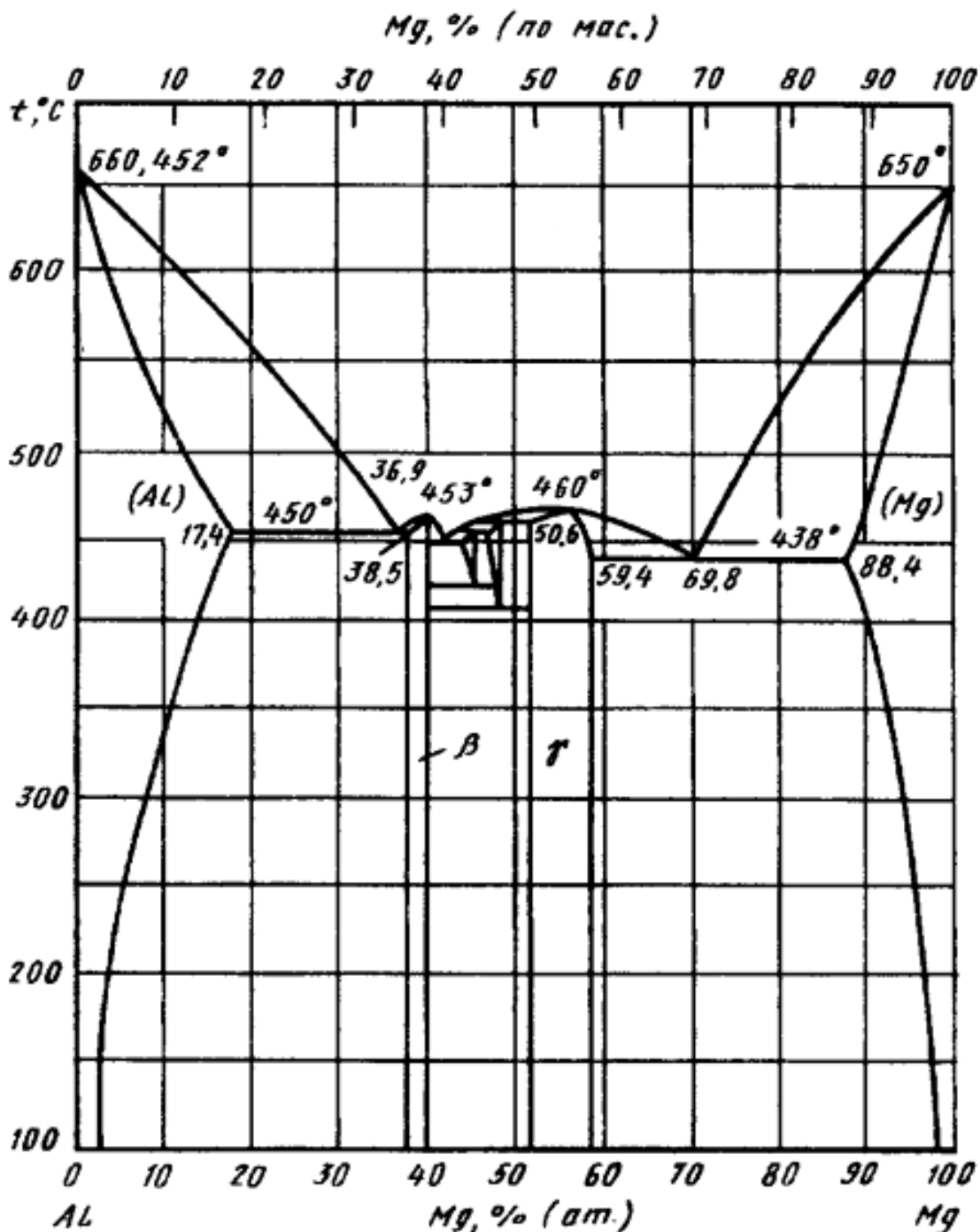


Рисунок 1.1 – Діаграма стану Al-Mg [2]

Структура швидкоохолоджуваних сплавів на основі алюмінію відповідає метастабільним діаграмам рівноваги. Збільшення швидкості охолодження приводить до кристалізації за типом твердих розчинів, причому лініями метастабільного ліквідуса і солідусу є продовження ліній рівноважного ліквідуса і солідусу в ділянку нижчих температур і у напрямку другого компонента. У разі, коли швидкість охолодження недостатня для того, щоб розплав

закристалізовувався у вигляді твердого розчину, частина розплаву, що залишилася, твердне у вигляді евтектики при температурі нижче за температуру рівноважної евтектики.

З підвищенням швидкості охолодження точки максимальної розчинності і початку виділення другої фази зміщуються праворуч. Евтектичні горизонталі відповідають певній швидкості охолодження. Відстань між рівноважними і метастабільними евтектичними горизонталями може бути різною залежно від кристалічної структури компонентів. У швидкоохолоджуваних сплавах алюмінію розширюється область концентрацій, в якій можна отримувати сплави без первинних кристалів другого компоненту (інтерметалевих з'єднань).

1.3 Способи отримання швидкозакристалізованих алюмінієвих сплавів

1.3.1 Використання віброгрохіту

Способи численні. Традиційно простим способом кристалізації є гранулювання розплаву металу в процесі отримання гранул шляхом зливу розплавленого металу через віброгрохіт у воду або дезинтеграція розплаву зі створенням крапель з подальшим їх охолодженням водою або газом. Найбільша швидкість охолодження розплаву досягається при його контакті з металевими поверхнями, що швидко відводять тепло (охолоджуваними барабанами, валками, дисками і тому подібне). Процес спінінг- гранулювання у воду [2] дозволяє досягти високих швидкостей охолодження при значно менших розмірах виробничого приміщення в порівнянні із спінінгуванням в повітряному середовищі. Шляхом швидкого охолодження струменя металу на диску, що обертається з великою швидкістю, спінінгуванням або розбризкуванням розплаву диском, що доторкається поверхні струменя металу, отримують лусочки або смужки сплавів завтовшки від 20 до 50 мкм і шириною декілька міліметрів. Швидкість охолодження при цьому досягає 107 °K/c [6], [7]. Проте погана здатність до пресування отримуваних спінінгуванням смужок і лусочок та

складність виконання технологічних операцій по формуванню є недоліками цього процесу, відомого тільки на лабораторному рівні.

Використання зубчатої поверхні барабана або розбризкування зазубреним диском дозволяє регулювати розміри закристалізованих частинок розплаву і отримувати їх у формі лусочок; проте такий порошок не технологічний для процесів порошкової металургії через незадовільну здатність до компактування і власне процесів консолідації.

1.3.2 Використання електродів

Спосіб використання електродів, який полягає в розбризкуванні крапель розплаву, створюваному на розігрітому витратному електроді, що швидко обертається в інертному газі, дозволяє отримувати порошок зі сферичною формою часток розміром від 50 до 500 мкм. Електрод, що витрачається, оплавляють, подаючи електричний струм на електроди і створюючи дугу при їх зближенні, або застосовуючи електронно-променевий, лазерний і інші способи нагрівання. Головним недоліком цього способу є те, що у сплавах з елементами, які відрізняються своєю температурою плавлення, відбувається сегрегація складових сплаву, через що неможливо зберегти гомогенність складу порошків.

1.3.3 Використання сухого диспергування

Відцентровим сухим диспергуванням розплаву отримують гранули розміром від 0,1 до 5 мм різної форми в залежності від виду середовища, що використовується для охолодження. При охолодженні диспергованих частинок розплаву в газовому середовищі отримують гранули голкоподібної форми (на повітрі) чи каплевидної (у інертному газі) форми. Недоліками такого процесу є відносно невисока швидкість охолодження розплаву – до 103 К/с, і великі розміри установки.

1.3.4 Використання диспергування з охолодженням у воді

Охолодження у воді часток, що створюються відцентровим диспергуванням розплаву, забезпечує підвищення швидкості охолодження розплаву до $104\text{ }^{\circ}\text{K/s}$ [6]. Використовуваний при цьому гранулятор компактний за габаритами, проте використання його пов'язане з підвищеними вимогами безпеки, обумовленими ультрависокими швидкостями обертання розливного пристрою – до 10000 об/хв і вище. В зв'язку з цим і даний технологічний процес відцентрового диспергування розплаву у воду не отримав промислового застосування.

1.3.5 Використання диспергування стислим газом

На даний час основним промисловим способом отримання порошків алюмінію і алюмінієвих сплавів залишається диспергування розплаву стислими газами, в процесі якого досягають швидкості охолодження розплаву $105\text{ }^{\circ}\text{K/s}$. Проте, для забезпечення вибухобезпечності процесу диспергування розплаву необхідно проводити стислими інертними газами (азотом, аргоном або повітрям, збагаченим інертним газом), що істотно здорожує процес.

1.3.6 Використання диспергування вибухом

Диспергування розплаву вибухом пари дозволяє, згідно з даними [13] досягти охолодження розплаву з швидкістю до $108\text{ }^{\circ}\text{K/s}$ за способом, відомим як процес CANOPUS. Він реалізований на лабораторній установці. Розплав з тигля випускають окремими краплями із заданим інтервалом через отвір в днищі, краплі в падінні входять в струмінь охолодженої води (або водних розчинів солей), що описує балістичну криву, в низхідній її частині. При вході краплі в струмінь води (або водний розчин солі) відбувається паровий вибух, що викликає диспергування розплаву.

В якості рідини, що охолоджує, при виготовленні сплаву Al89Fe11 в якості охолоджувальної рідини використовували 25 % водний розчин хлориду кальцію. Розміри частинок виготовлених порошків знаходилися в діапазоні від 30 до 400 мкм. Установки отримання порошків даним способом диспергування промислового застосування не отримали.

В той час, як технологія розпилювання водою є традиційною для виготовлення порошків заліза, сталі, міді, вона вкрай рідко застосовувалася для виготовлення алюмінієвих сплавів. Основними обмеженнями були вибухонебезпека процесу завдяки швидкій емісії водню, а також загроза інтенсивного і глибокого окислення ювенільної поверхні частинок алюмінію [14], [15].

Але розроблення в Інституті проблем матеріалознавства НАН України вдосконаленої технології розпилювання водою високого тиску, умовно позначеною технологією WA-N. З використанням цієї технології була забезпечена кристалізація зі швидкістю охолодження частинок $10^5 - 10^6$ °K /с при отриманні ряду порошків сплавів різного призначення на основі алюмінію [16], [17], [18], властивості яких не поступаються або перевершують властивості аналогічних литих матеріалів

1.4. Використання порошків тугоплавких сполук в якості лігатури для отримання матеріалів з підвищеними механічними та експлуатаційними властивостями

Статична міцність широко відомих сплавів на базі системи Al-Mg, додатково легованих перехідними елементами, наближається до рівня сталей (будучи при цьому майже в три рази легше останніх), що робить їх особливо привабливими для продукції лімітованої маси, такої, як в літакобудуванні. Проте висока міцність цих сплавів супроводжується підвищеною сприйнятливістю до корозії. Відомо, що збільшення міцності алюмінієвих сплавів при високих температурах досягається за рахунок уповільнення в них процесів дифузії, і для

досягнення цього найбільш доцільно проводити легування сплавів тугоплавкими перехідними металами. У таких сплавах фазовий склад і мікроструктура з дисперсними включеннями інтерметалідних фаз остаточно формується в процесі виготовлення на стадії швидкої кристалізації [5]. При цьому утворюється гетерогенна структура стійка при подальшій консолідації при використанні високотемпературних методів формування порошків.

У поєднанні високої міцності з корозійною стійкістю звертають увагу на сплави системи Al-Mg, які можуть бути значно зміцнені шляхом введення у структуру матеріалу часток тугоплавких сполук (карбідів, оксидів кремнію, хрому, титану та ін.) з використанням методів порошкової металургії. Композиційні матеріали, зміцнені керамічними частками або короткими волокнами, відомі як дисперсно-зміцнені метал матричні композити (ММК), ретельно вивчаються в останні роки. Цей клас матеріалів має великі перспективи і здатний замінити існуючі металеві сплави, перевершуючи їх за стандартними механічними характеристиками, і питомою параметрам міцності і жорсткості. Експериментальні роботи останніх років продемонстрували ефективність використання порошкових технологій для створення ММК [22]. Технологічний процес включає: змішування вихідних порошкових компонент, пресування суміші до отримання компакта, консолідацію компактних сирих пресовок шляхом спікання або гарячої деформацією, подальшу повторну деформацію (екструзія або прокатування) для отримання виробів потрібної форми з оптимальною структурою, яка забезпечує необхідний комплекс властивостей. Така технологія дозволяє отримувати як композиційні конструкційні матеріали, так і градієнтні функціональні матеріали спеціального призначення. [22], [23]. Для забезпечення необхідної якості метал матричного композиту необхідно провести всебічний аналіз структурних і технологічних факторів, що впливають на остаточні властивості. Зокрема, слід встановити вплив складу і структури матриці, форми, розмір і об'ємної частки частинок [24], [25], і їх розподілу в об'ємі матеріалу і вплив на щільність композиційного матеріалу, механічні і службові характеристики [22], [26], [27], [28]. Безсумнівно, роль багатьох з перерахованих

факторів добре вивчена (наприклад, вплив об'ємної частки частинок на модуль пружності), проте при розробці нових оригінальних технологій ці питання вимагають додаткового уважного розгляду. Зокрема, добре відомий ефект граничного насичення композитів зміцнюючим компонентом, вище якого позитивний вплив фази, що зміцнює, зменшується [24], [25]. Для порошкових композитів гранична об'ємна частка частинок фази, що зміцнює залежить від співвідношення розміру зміцнюючих часток і порошку матриці і розподілу фази, що зміцнює за об'ємом. Ця межа знижується при збільшенні співвідношення розміру матричного порошку і розміром порошинки (PSR – size ratio). При цьому важливо, що не тільки співвідношення розмірів (PSR – size ratio) впливає на формування властивостей, але і абсолютні розміри кожного із структурних елементів. Це питання також вимагає окремого дослідження. Екстраполюючи розглянуті вище загальні базові принципи конструювання метал-матричних композитів на випадок алюмінієвих ММК, слід зазначити, що ці матеріалознавчі об'єкти є одними з найбільш затребуваних. У них вдається поєднати унікальні позитивні якості алюмінію і його сплавів з не властивою іншим матеріалам цього класу підвищеною жорсткістю і питомою міцністю. Однак, при реалізації порошкових технологій конструювання таких матеріалів виникають проблем консолідації як чистого алюмінієвого порошку, так і, тим більше, порошоків високолегованих алюмінієвих сплавів, подолання яких вимагає оригінальних технологічних підходів. У зв'язку з цим метою дослідницьких роботи є розробка деформаційних технологій отримання порошкових ММК на основі алюмінію або його складноолегованих сплавів зміцнених наночастинками тугоплавких сполук. Також необхідно провести роботи для визначення оптимальних структурних і технологічних параметрів, які дозволяють досягати максимальної міцності і жорсткості (пружності) при збереженні задовільної пластичності композитів.

Зміцнення алюмінієвих порошкових сплавів добавками тугоплавких компонентів (карбідів) є одним з відомих і широко використовуваних методів отримання високоміцних станів. В даний час розвивається новий підхід до управління властивостями металів, який заснований на введенні до складу

нанорозмірних з'єднань. Це призводить до отримання високої міцності за рахунок створення високодисперсного однорідного структурного стану [27], [28]. Крім того, введення нанорозмірних частинок в порошкові суміші, дозволяє отримати більш рівномірний розподіл тугоплавких складових за обсягом матеріалу. В роботі [29] встановлено, що для отримання порошкових сплавів з ізотропною структурою і максимально розвиненими металевими контактами між частинками необхідно застосовувати витяжки коефіцієнт деформації в яких перевищує значення 9,7. Ці витяжки повинні бути значно більше, ніж при екструзії матричного сплаву, щоб виключити утворення конгломератів і отримати структуру з рівномірним розподілом карбідної фази.

Розроблена в ІПМ НАНУ технологія отримання порошків диспергуванням розплаву водою високого тиску дозволяє отримувати широку гаму порошкових сплавів на основі алюмінію легованих Mg, Zn, Cu і т.п. Такі порошки, додатково леговані нанопорошками тугоплавких сполук, дозволять отримати міцні високотемпературні матеріали для використання в якості конструкційних матеріалів авіаційної та космічної техніки.

У роботі при проведенні досліджень необхідно розглянути питання впливу режимів прокатки на механічні властивості алюмінієвих порошкових стрічок, зміцнених наночастинками SiC, впливу режимів деформування на структуру і властивості високолегованих порошкових матеріалів системи Al-Mg і зв'язок між структурою і зміцненням в високолегованих порошкових композитах системи Al-Mg зміцнених наночастинками карбіду кремнію. Також треба проаналізувати вплив умов прокатки на механічні властивості алюмінієвих порошкових стрічок, зміцнених наночастинками SiC.

Також останнім часом в металургії розвивається новий метод по керуванню властивостями металів, який заснований на введенні в розплав нанорозмірних сполук, що призводить до формування високої міцності за рахунок створення високодисперсного однорідного структурного стану.

В науко-технічній літературі відсутні будь-які відомості стосовно впливу розмірів часток (аж до нанорозмірних) при введенні нанорозмірних часток у

розплав на формування властивостей металу. Враховуючи цю обставину, автори провели попередні дослідження. Були отримані нанорозмірні нестехіометричні карбіди методом відновлення оксидів металу нанорозмірним порошком, що містить вуглець [30], [31]. В результаті попередніх досліджень встановлено, що введення такого керамічного матеріалу в розплав металу призводить до реалізації як дисперсійного зміцнення за рахунок формування твердих розчинів, так і дисперсного зміцнення нанорозмірними неорганічними тугоплавкими сполуками [32].

Таким чином експериментально встановлено, що введення в розплав нанорозмірних сполук є ефективним засобом впливу на структуру і, як наслідок, властивості ливарних алюмінієвих сплавів.

Також у попередніх [33], [34] роботах було показано, що асиметрична прокатка дозволяє поліпшити умови контактоутворення на всіх технологічних етапах формування порошкової стрічки. Тому дослідження впливу режимів формування на якість і властивості гетерокомпонентних порошкових матеріалів і їх подальше деформування з використанням асиметричної прокатки, як методу інтенсивної пластичної деформації, є актуальним завданням.

1.5 Використання методів інтенсивної пластичної деформації при виготовленні напівфабрикатів з порошків алюмінієвих сплавів

Також одним з методів інтенсивної пластичної деформації є асиметрична прокатка. Широко вивчається вплив асиметричної прокатки на властивості як литих, так і порошкових матеріалів на алюмінієвій основі.

Так в роботі [52] досліджували вплив асиметричної прокатки та відпалу на мікроструктуру і механічні властивості литого алюмінієвого термічно зміцнюваного сплаву 6061, що містив 2,4 % Mg. Спостерігали еволюцію текстури, а саме стрімке зменшення кубічної текстури $\{001\} < 100 >$, що є наявною в відпалених ГЦК металах після рекристалізації, вже після прокатки з відношенням кутових швидкостей більше за 1,1, тоді як звичайна прокатка майже не впливає на

цей тип текстури. Це має наслідком покращення анізотропії пластичності. Навіть за найнижчого коефіцієнту асиметрії ($\omega_1/\omega_2 = 1,05$) спостерігали помітну фрагментацію зерен (зменшення середнього розміру зерен більш ніж вдвічі). Це в свою чергу викликало зростання мікротвердості і межі текучості (на $\sim 25 - 30$ % від 200 після симетричної прокатки до 260 МПа після прокатки з $\omega_1/\omega_2 = 1,3$).

В роботі [53] досліджували вплив симетричної прокатки та неперервної та реверсивної асиметричної прокатки термічно не зміцнюваного сплаву 5182 (Al-4,5 % Mg-0,33 % Mn). Спостерігали, що збільшення обтиснення прокаткою до 50 % призводить до значного збільшення напруження текучості (від 130 до 270 МПа) і межі міцності (від 350 до 400 МПа) та зменшення пластичності (деформації до руйнування від 21 до 10,5 %). Асиметрична прокатка є більш ефективною для досягнення цього ефекту, особливо реверсивна асиметрична прокатка.

В роботі [54] досліджували вплив параметрів деформування на механічні властивості порошкового сплаву АМг5 (5 Mg–0.5 Mn–0.5 Si) з додаванням 0,3 і 0,6 % Zr, та 1 % Sc з розміром частинок + 63 – 100 мкм після пресування, екструзії та симетричної або асиметричної прокатки. Отримані результати показують, що застосування асиметричної прокатки дозволяє сформувати прокат з водорозпилених порошків сплаву АМг5 з практично 100 % щільністю. Використання процесу гарячої екструзії дозволяє сформувати матеріал з порошків сплаву АМг5 без кордонів розділу в структурі. Отримані результати говорять про необхідність використання комплексного методу при формуванні з використанням гарячої екструзії порошкових сплавів і прокатки сформованих стрічок для досягнення оптимальної структури та комплексу механічних властивостей.

1.6 Висновки та постановка завдання дослідження

Метою роботи є розробка технології процесів деформування наностурних порошкових матеріалів на основі алюмінієво-магнієвих сплавів, отриманих методами порошкової металургії з забезпеченням надшвидкої кристалізації

розплаву при диспергуванні його водою високого тиску. Застосування технології отримання порошків диспергуванням розплаву водою високого тиску з охолодженням розплаву з швидкістю $\geq 10^6$ К/с дозволяє отримувати високолеговані алюмінієві сплави з унікальними властивостями.

Будуть розроблені високоміцні сплави системи Al–Mg, леговані перехідними металами (цирконій, скандій), що створюють пересичені тверді розчини на основі алюмінію, а також малорозчинними в алюмінії залізом, нікелем, хромом та вивчені процеси деформування одержаних порошків, досліджені мікроструктура і механічні властивості розроблених сплавів і напівфабрикатів з них.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

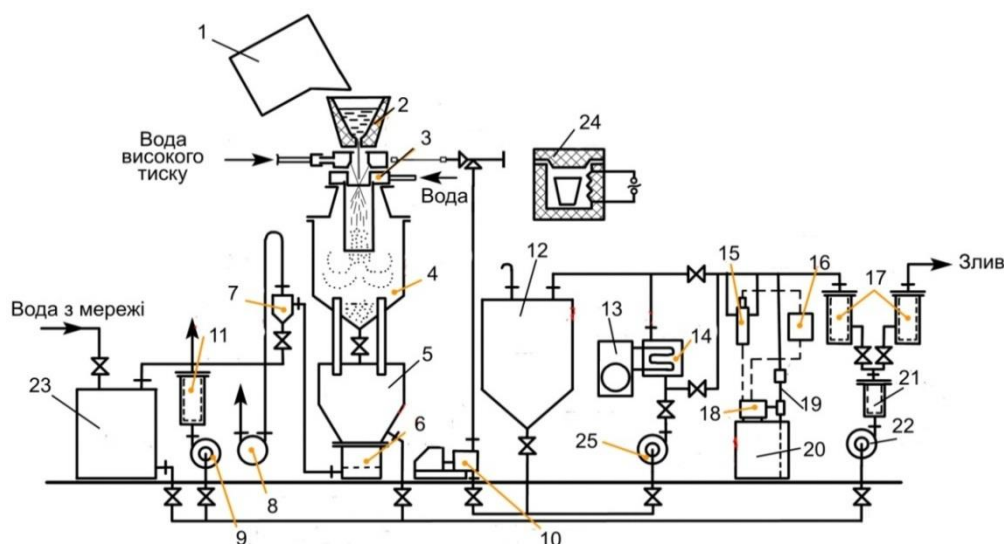
2.1 Устаткування для виготовлення і оптимізації процесу диспергування розплаву водою високого тиску для виготовлення порошків Al-Mg сплавів, додатково легованих залізом і хромом

Технологічний процес WA-N отримання водорозпорошених порошків сплавів на основі алюмінію, схема якого представлена на (рис. 2.1), детально описаний в [19], [20], включає наступні операції.

Шихту, що містить необхідні легуючі елементи, готують з використанням лігатурних сплавів і плавлять в індукційній печі. Виготовлений розплав зливають в металоприймач з каліброваним отвором в днищі. Гравітаційний струмінь розплаву, що витікає з металоприймача, потрапляючи в камеру розпилювання диспергується струменями води, що під високим тиском із заданою швидкістю, подається через сопла форсунки. Характеристики води повинні відповідати заданим параметрам відносно тиску, температури, водневого показнику, вмісту інгібітору і стабілізатора.

Створена в процесі диспергування розплаву водна суспензія з диспергованим порошком з камери розпилювання поступає в накопичувальний резервуар, порошок осідає в нижній його частині де зневоднюється під час механічної дегідратації шляхом фільтрації під вакуумом.

Після дегідратації вологий порошок сушиться у вакуумній сушарці. При необхідності проводиться гідрокласифікація частинок по величині в гідроциклоні. Для цього суспензія з порошком з накопичувального резервуару насосом подається в гідроциклон, де відбувається відділення тонких фракцій і подальше їх відстоювання в згущувачі або у фільтрі, а суспензія з грубими фракціями частинок повертається в резервуар-осаджувач суспензії.



1 – індукційна піч, 2 – металоприймач, 3 – форсунка, 4 – камера розпилювання, 5 – бак суспензії, 6 – вакуумний фільтр, 7 – каплеуловлювач, 8 – вакуумний насос, 9 – насос системи охолодження, 10 – насос плунжерний, 11, 17 – фільтри тонкого очищення води, 12 – бак охолодженої води, 13 – холодильник, 14 – теплообмінник, 15 – датчик рН, 16 – контролер регулювання рН, 18 – дозатор, 19 – датчик витрати, 20 – змішувач, 21 – фільтр другого ступеня очищення, 22 – відцентровий насос, 23 – бак-накопичувач, 24 – піч підігріву металоприймача, 25 – циркуляційний насос

Рисунок 2.1 – Схема технологічної лінії дослідної установки WA-N процесу

Регулювання водневого показника (рН) і температури води забезпечується автоматичною системою контролю. Інгібітор для забезпечення заданого водневого показника (рН) вводять в резервуар охолодженої води в процесі підготовки води.

На рисунку 2.2 показано пульт управління процесом плавлення і основне функціональне устаткування для підготовки і диспергування розплаву.



Рисунок 2.2 – Пульт управління процесом плавлення і основне устаткування

Для запобігання забруднення домішками, які містяться у воді в технологічній лінії передбачено тонке очищення вихідної води, що використовується для диспергування розплаву. Тонке очищення здійснюється в трьох фільтрах: для першого ступеня очищення передбачено пористий фільтр з порами 5 мкм, для другого— фільтр з активованого вугілля для очищення від оксидів заліза, в пористому фільтрі з діаметром пор 1 мкм виконується остаточне очищення.

Важливим елементом устаткування є розпилювальний пристрій - форсунка, що забезпечує диспергування гравітаційного струменя розплаву, який витікає з металоприймача.. Щодо впливу конфігурації розпилюючої форсунки попередньо проаналізовані дані про вплив швидкості струменя енергоносія при оснащенні форсунки соплами з різноманітною геометрією і площею сопла від 1,04 мм² до 4,67 мм². Кути нахилу струменя високонапірної води на виході з сопла варіювали від 70°30' до 78°20'. Встановлено, що при подачі води з тиском 15 МПа швидкість струменя на виході з сопла може змінюватися від 69 до 142 м/сек. Оптимальними є режими диспергування розплаву сплавів алюмінію форсункою з восьмима рівномірно розміщеними в ній по колу еліптичними в поперечному розрізі соплами, через які струмені води направляються в епіцентр гравітаційного струменя витікаючого з металоприймача розплаву металу. При цьому струмень розплаву зустрічається із струменем води під кутом атаки 17°.

Елементи дослідної установки для виготовлення порошків і технологічні операції були модернізовані з метою підвищення якості порошків, захисту їх від окислення, можливості регулювання гранулометричного складу порошків, вдосконалення і оптимізації процесу диспергування розплаву, ефективності дегідратації і сушки. Оптимізація технологічного процесу базувалася на результатах дослідження залежності властивостей порошків від параметрів процесу виготовлення. При отриманні дослідних партій порошків використовували вдосконалену форсунку (рис. 2.3) з еліпсоподібними соплами, розташованими симетрично щодо осі струменя розплаву, витікаючого з металоприймача, причому велика вісь сопел орієнтована горизонтально.



Рисунок 2.3 – Загальний вигляд форсунки з соплами

У зв'язку з відсутністю в даний час достовірних методів визначення параметрів процесу диспергування для отримання порошків із заданими формою частинок і гранулометричним складом проведені попередні експериментальні дослідження морфології, структури і розподілення частинок порошків за розмірами для виявлення залежностей названих характеристик порошків від найбільш значущих параметрів процесу - тиску води, що поступає на розпилювання, і температури розплаву.

В якості модельного матеріалу для цих досліджень вибрали стандартний алюміній Al99.7 (ISO 209-1). Досліджували порошок, що отримували за

технологією ІПМ на описаній вище пілотній установці при температурі зливу металу в інтервалі від 690 до 1350 °С і тиску води від 2,0 до 16,0 МПа.

Розплав з металоприймача через 7-мм отвір в його дні поступає в форсунку, що, як описано вище, забезпечена рівномірно розміщеними в ній по колу вісьма соплами. Через них струмені високонапірної води прямують в епіцентр, де вони, зустрічаючись з гравітаційним струменем металу, диспергують розплав.

Розподіл маси частинок порошку по розмірах визначали методом сухого просіювання на фракції. Підвищення ступеня розділення порошку на фракції досягали шляхом просіювання порошку в ситовому аналізаторі невеликими порціями, по 150-200 г, і очищення сит в лужному розчині з обробкою ультразвуком після закінчення кожної операції просіювання.

Незалежно від тиску енергоносія в межах від 2,0 до 16 МПа і температури зливаного металу визначальним параметром у формоутворенні частинок є їх розмір. При цьому гранулометричний склад порошоків від тиску і температури залежить істотно.

2.2 Виготовлення дослідних партій порошоків сплавів системи Al – Mg, додатково легованих залізом і хромом

Диспергування розплаву сплаву Al –3,0Mg–0, 5Cr–8,0Fe виконали при подачі води з тиском 7 МПа (плавка 347) і 10 МПа (плавка 348), порошок сплаву Al –3,0Mg–0, 5Cr–7,5Fe (плавка 349) виготовили при подачі води з тиском 14,8 МПа. Відповідно час диспергування розплаву складав 12;11 і 10 сек. Тривалість осадження порошоків з суспензії задавали в інтервалі 120 – 150 хвилин, зневоднення порошку у фільтрі забезпечували вакуумуванням протягом 65 хвилин при (-0,81) атм. Після вакуумування і від'єднання фільтру від бака суспензії вміст води в порошоків складав від 27,4 % у верхній площині конуса фільтру до 18,3 % в нижній його частині. Завдяки додатковій дегідратації порошоків з використанням центрифуги вміст води в ньому знижували до 8 – 10

%, після чого завантажували порошок в сушарку для повного висушування при температурі не вище 40 °.

2.3 Дослідження впливу режимів екструзії і прокатки на формування властивостей матеріалів з порошків алюмінієвих сплавів

При проведенні досліджень для отримання компактних матеріалів використовували водорозпилені порошкові сплави АМг-5 (5Mg-0,5Mn-0,5Si) і високолеговані порошкові сплави Al + 11,2Mg-2,2Mn-0,6Zr і сплав Al + 3Mg-8Fe-0,5 Zr. В якості модельного зразка використовувався також матеріал з газораспиленого порошку алюмінію марки ПА-2 із середнім розміром порошку 160 мкм. Брикетування порошків проводилося на пресі П-125 до залишкової пористості 30 %. Діаметр заготовок становив 25 мм. Висота прессовок -50 мм. Екструдкування порошкових брикетів проводили на гідравлічному пресі П-125 з використанням пресформи що нагрівається. Зразки діаметром 25 мм деформувалися при температурі 400 °С в смугу розміром 4x17 мм. Екстудована смуга деформувалася в умовах симетричною і асиметричної прокатки на двовалкової станах ІМ-1 так, як описано в роботах [63], [64]. У разі симетричної прокатки валки однакового діаметра обертаються з однією і тією ж швидкістю, діаметр валків становив 195 мм. При асиметричній прокатці смуга прокатувалася між валками різного діаметру – 1 = 175 мм і 2 = 218 мм. Обидва експеримента здійснювалися в ідентичних умовах: величина вихідного зазору між валками підбиралася однаковою; швидкість, ступінь і температура деформації в обох експериментах підбиралися порівнянними.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1 Результати диспергування розплаву водою високого тиску

Залежність розміру порошку, що характеризується величиною медіанного діаметру частинок, від тиску води в межах від 2,0 до 16 МПа, при температурі зливаного розплаву 1000 °С показана на рисунку 3.1.

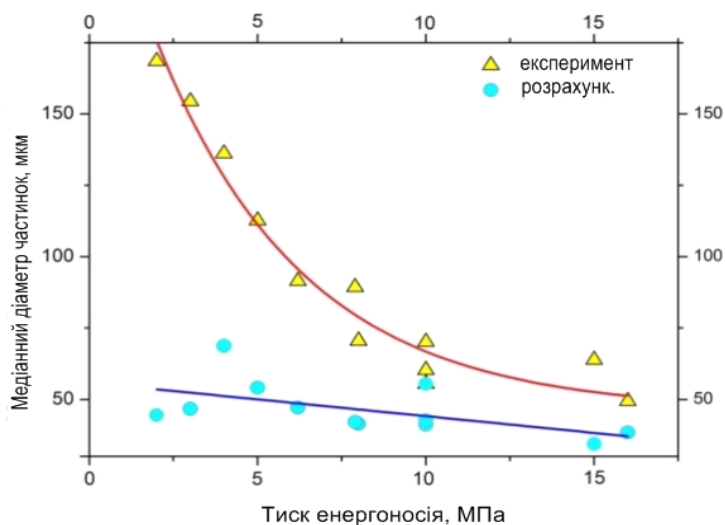


Рисунок 3.1 - Залежність медіанного діаметру порошку від тиску енергоносія при диспергуванні розплаву з температурою 1000 °С

З підвищенням температури від 690 до 1000 °С при тиску 14 МПа вплив температури розплаву на гранулометричний склад порошку характеризується зменшенням розміру медіанного діаметру, а отже підвищенням дисперсності порошку (рис.3.2), що пояснюється підвищенням температурного натиску, щільність теплового потоку при розпилюванні і як наслідок – зростанням коефіцієнта тепловіддачі і підвищення ефективності диспергування струменя розплаву завдяки зниженню його поверхневого натягнення.

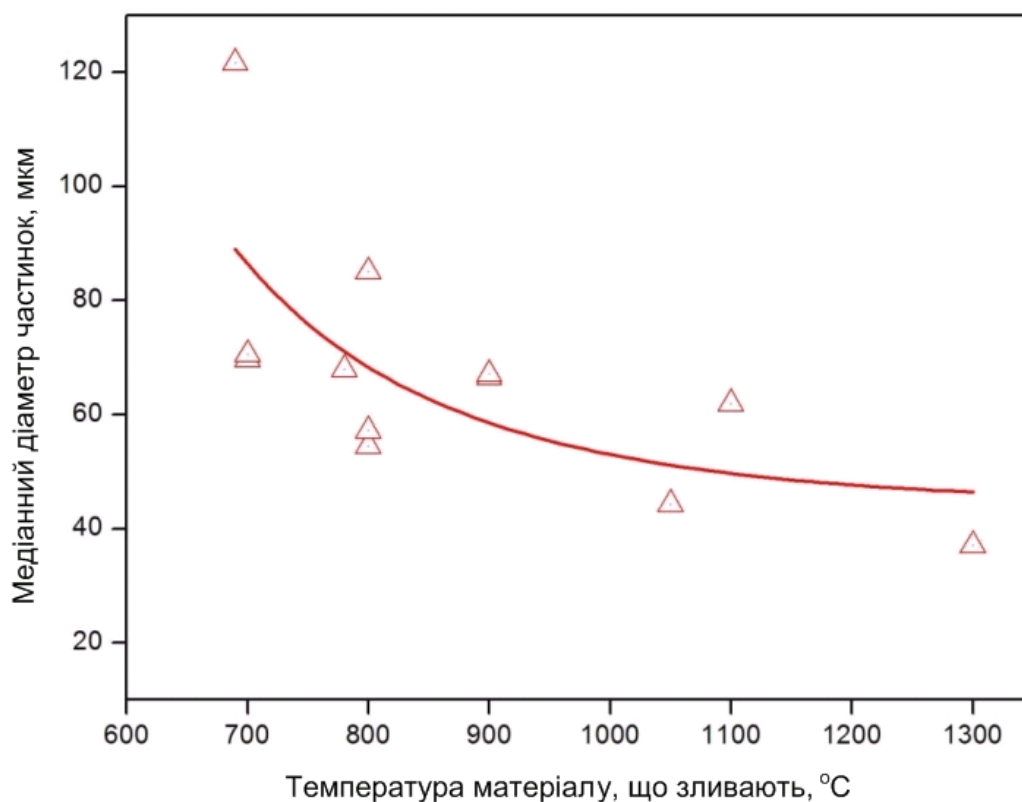
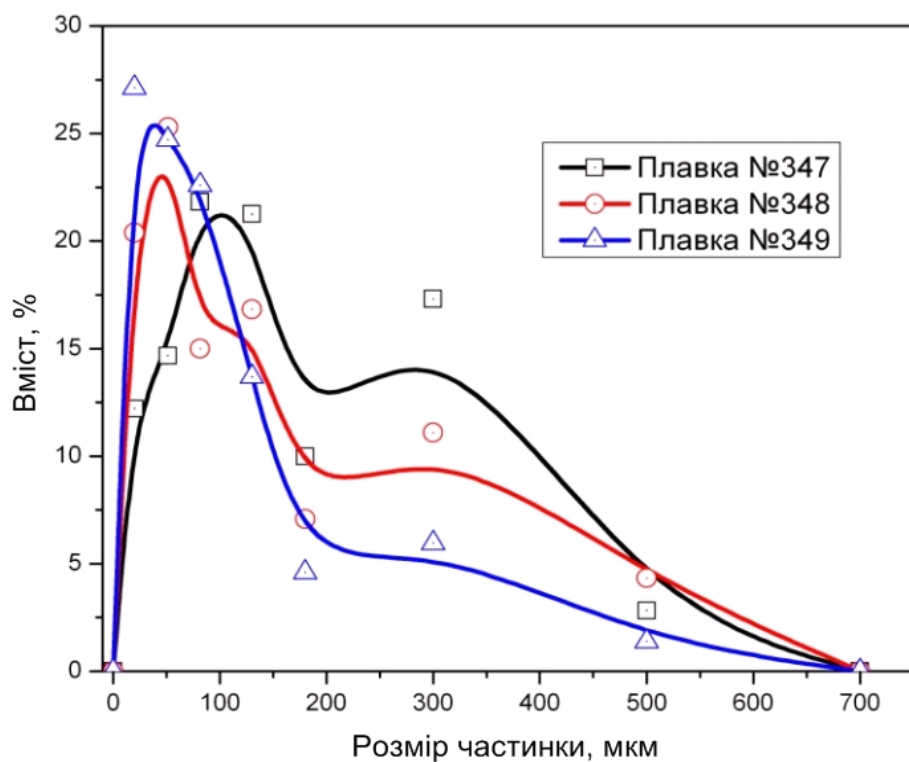


Рисунок 3.2 – Вплив температури розплаву на гранулометричний склад порошку при тиску води 14 МПа

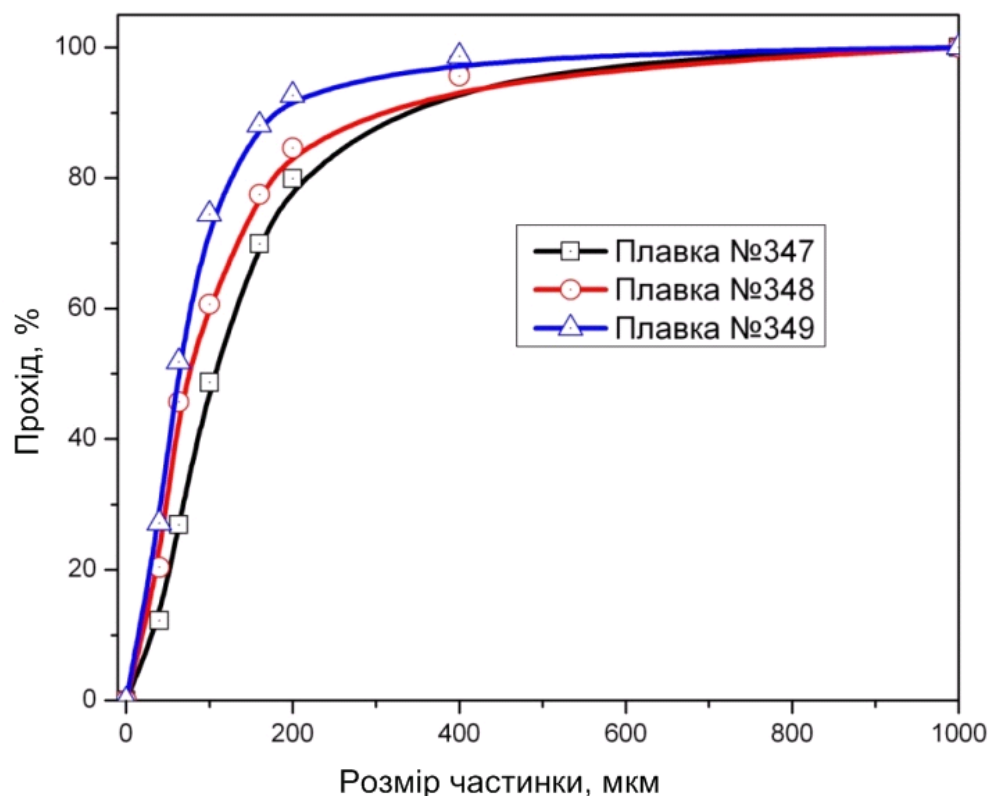
3.2 Результати дослідження гранулометричного складу виготовлених порошків

Гранулометричний склад виготовлених порошків визначали за наслідками ситового аналізу. Вміст порошку фракції (-40) змінюється від 12,20 % при диспергуванні розплаву з тиском води 7 МПа до 20,38 % і 27,12 % при підвищенні тиску відповідно до 10,0 і 14,8 МПа. Аналогічно з 48,67 % до 60,67 % і 74,42 % із збільшенням тиску води відповідно змінюється вміст фракцій (-100). Загальну залежність гранулометричного складу порошків від тиску води представлено на рис.3.3 і рис.3.4. у вигляді кривих відповідно диференціального і інтегрального розподілу частинок по крупності.



Тиск води, МПа: пл.347 – 7,0; пл.348 – 10,0; пл.349 – 14,8

Рисунок 3.3 – Диференціальний розподіл частинок по крупності в порошках дослідних партій сплавів Al –3,0Mg–0, 5Cr–8,0Fe (Пл.347, 348) і Al –3,0Mg–0, 5Cr–7,5Fe (Пл.349)



Тиск води, МПа: пл.347 – 7,0; пл.348 – 10; пл.349 – 14,8

Рисунок 3.4 – Інтегральний розподіл частинок по крупності в порошках дослідних партій 1–3,0Mg–0, 5Cr–8,0Fe (Пл.347, 348) і Al–3,0Mg–0, 5Cr–7,5Fe (Пл.349)

На представлених графіках простежується очевидний вплив тиску води при диспергуванні розплаву крупність порошоків, що виготовляються.

Висновки:

а) проведені дослідження по вивченню режимів розпилення порошоків алюмінієвих сплавів системи алюміній-магній додатково легованих залізом та хромом. Проведена модернізація обладнання та розроблена технологія диспергування розплаву сплавів на основі алюмінію водою високого тиску, при якій забезпечується охолодження частинок порошку з швидкістю $\geq 10^6$ К/с.

б). Визначено оптимальні температура розплаву та тиск води при диспергування розплаву. Досліджена кінетика дегідратації і теплової сушки водорозпилених порошків.

3.3 Результати дослідження механічних випробувань

Механічні випробування проводили на універсальній машині CERAMTEST SYSTEM з автоматичним записом діаграми навантаження. Випробування на одноосьовий розтяг проводили на стандартних плоских зразках із записом діаграми навантаження. В експерименті визначалися: межа пропорційності σ_{001} , межа плинності σ_{02} , межа міцності σ_{02} і деформацію в момент руйнування, рівномірне подовження, загальне подовження, відносне звуження, справжню деформацію на момент руйнування, справжнє руйнівне напруження S .

Мікроструктурні дослідження проводилися за допомогою оптичного мікроскопа МІМ-10. Субструктура матеріалу аналізувалася за допомогою трансмісійного мікроскопа JEM-2100F.

Властивості порошкового матеріалу на основі порошку ПА-2 після екструзії і додаткової деформаційної обробки прокаткою наведені в таблиці 3.1.

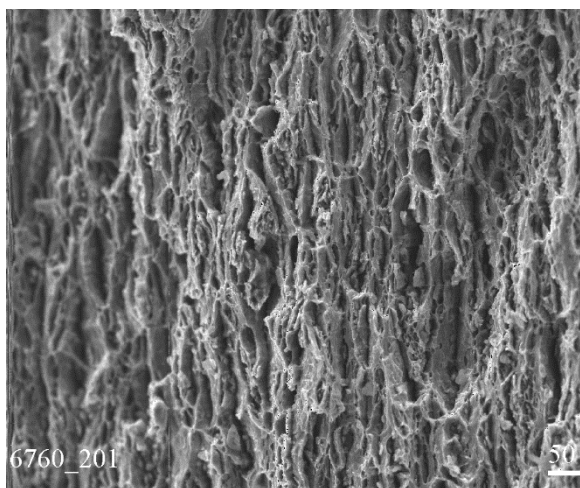
Отримані результати показують значний вплив деформаційної обробки на властивості порошкового матеріалу. Зі збільшенням ступеня деформації відбувається зростання міцностних властивостей матеріалу. При цьому використання асиметричної прокатки дозволяє отримати більш міцний прокат в порівнянні з прокатом, деформованим з використанням симетричної схеми прокатки.

Дослідження структури поверхні руйнування показує значне розходження в структурі матеріалу як при збільшенні ступеня деформації так і при використанні різних схем прокатки.

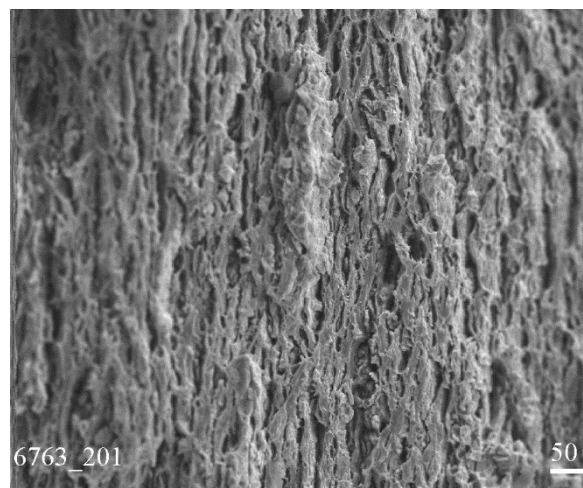
Таблиця 3.1 – Механічні властивості матеріалу з порошку ПА-2

Вид деформ.	Ступінь деформ. %	σ_{001} МПа	σ_{02} МПа	$\sigma_{в}$ МПа	$\delta_{рівн}$ %	$\delta_{заг}$ %	ψ %
Екструд.		72,0	91,0	113,3	5,900	10,710	28,28
Сим. прокатка	25	85,0	106,0	115,4	2,700	3,339	18,17
Асим. прокатка	25	99,0	110,0	119,2	2,900	4,655	18,61
Сим. прокатка	50	126,0	151,0	160,2	1,500	3,505	17,91
Асим. прокатка	50	150,0	163,0	169,0	1,100	2,249	7,89
Сим. прокатка	70	156,0	167,0	174,0	0,800	3,244	17,29
Асим. прокатка	70	169,0	182,0	188,9	0,800	3,137	20,52

На рис. 3.5 та 3.6 представлені фрактограми поверхонь руйнування зразків з прокату деформованого як симетричною так і асиметричною прокаткою.



а

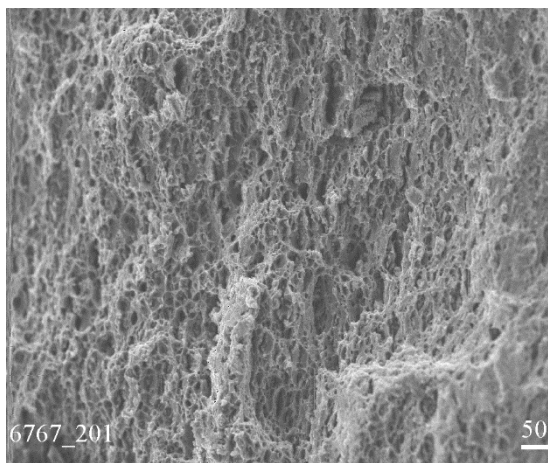


б

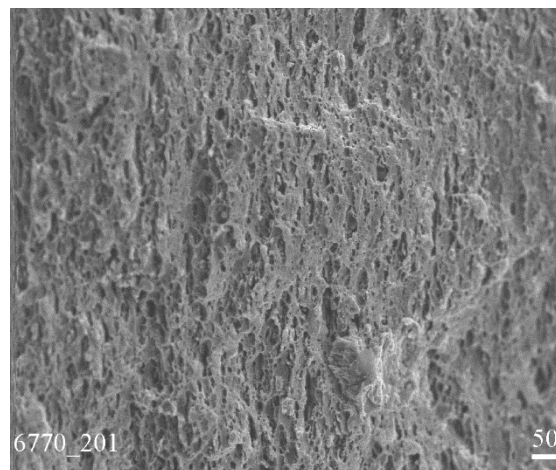
а – симетрична прокатка,

б – асиметрична прокатка

Рисунок 3.5 – Фрактограми поверхонь руйнування прокату з порошку ПА2 при обтисненні 25%,



В



Г

в – симетрична прокатка,

г – асиметрична прокатка

Рисунок 3.6 – Фрактограми поверхонь руйнування прокату з порошку ПА2 при обтисненні 70%.

При ступені деформації 25 % спостерігається в'язкий ямковий злам, при цьому структура зразка після асиметричної прокатки щільніша і не має руйнувань по міжчастинковим кордонам. Збільшення ступеня деформації до 70 % призводить до отримання більш крихкого зламу при руйнуванні зразка, особливо це проявляється при деформації асиметричною прокаткою.

Дослідження впливу асиметричної прокатки на структуру і властивості порошкового матеріалу зі сплаву 11,2Mg-2,2Mn-0,6Zr проводили при ідентичних умовах з нагріванням перед деформацією до температури 400 °С. Зразки порошкового матеріалу були сформовані екструзією з порошків фракцій – 40 мкм, – 63 + 40 мкм, –100 + 63 мкм і – 160 + 100 мкм.

Механічні властивості матеріалу після екструзії і додаткової деформаційної обробки прокаткою наведені на рисунках 3.– 3.10.

Отримані дані показують, що матеріал виготовлений з порошків фракцій менше 100 мкм підвищує свої властивості міцності при деформації, що є особливо актуальним при застосуванні асиметричною прокатки. Деформування матеріалу сформованого з порошку фракції – 160 + 100 мкм при обтисненні більше 50 % призводить до зниження міцності матеріалу. Вивчення поверхонь руйнування

зразків показує, що екструдований матеріал має крихкий злам, а на початкових етапах деформування (25 %) застосування асиметричної прокатки призводить до подрібнення структури і поліпшення міжчасткових зв'язків про що свідчить відсутність кордонів розкриття між деформованими частинками. При збільшенні ступеня деформації до 70 % в структурі поверхні руйнування спостерігається ямковий злам, що говорить про збільшення пластичності матеріалу.

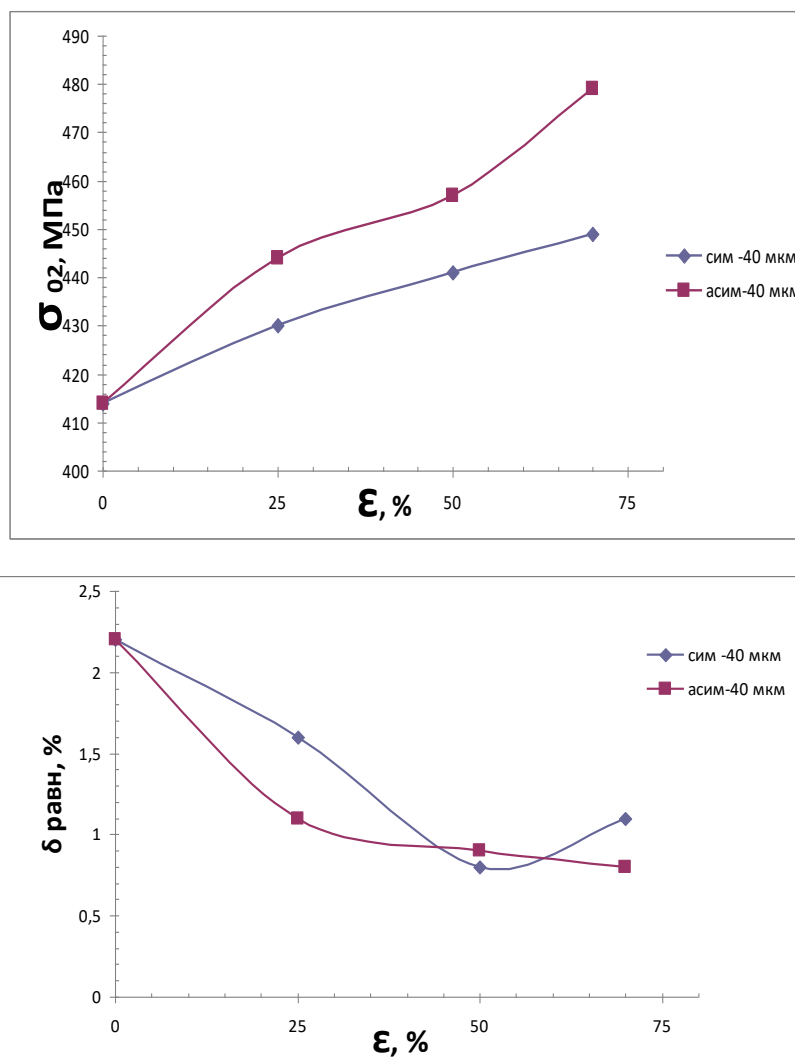


Рисунок 3.7 – Механічні властивості порошкового матеріалу з порошку сплаву $Al + 11,2Mg-2,2Mn-0,6Zr$. Фракція – 40 мкм

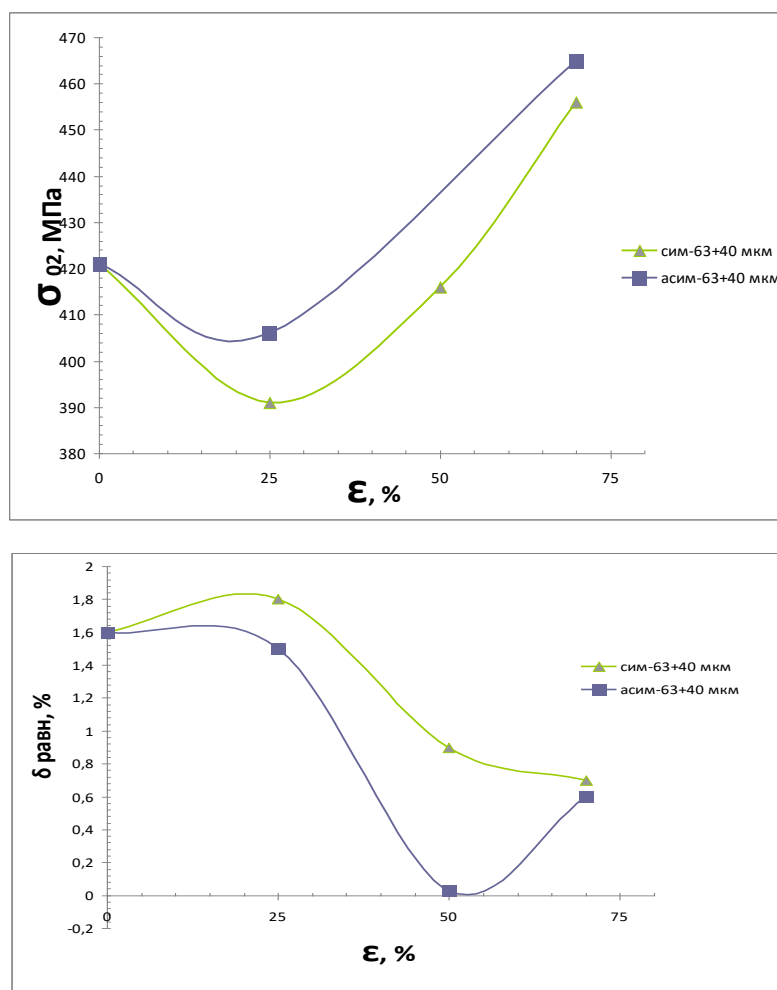


Рисунок 3.8 – Механічні властивості порошкового матеріалу з порошку сплаву $\text{Al} + 11,2\text{Mg}-2,2\text{Mn}-0,6\text{Zr}$. Фракція -63+40 мкм

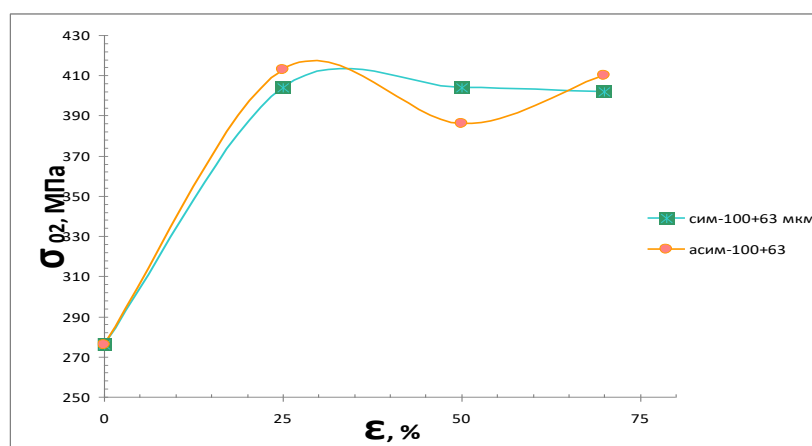


Рисунок 3.9 – Механічні властивості порошку сплаву $\text{Al} + 11,2\text{Mg}-2,2\text{Mn}-0,6\text{Zr}$. Фракція – 100+63 мкм

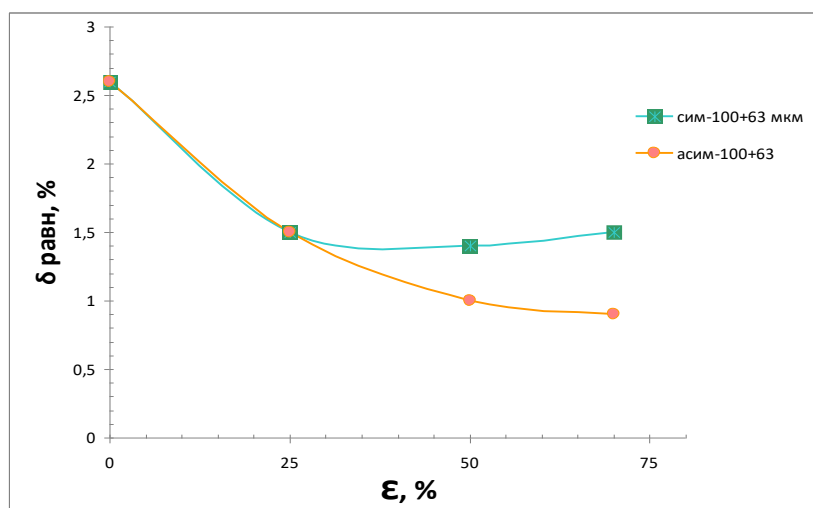


Рисунок 3.9, аркуш 2

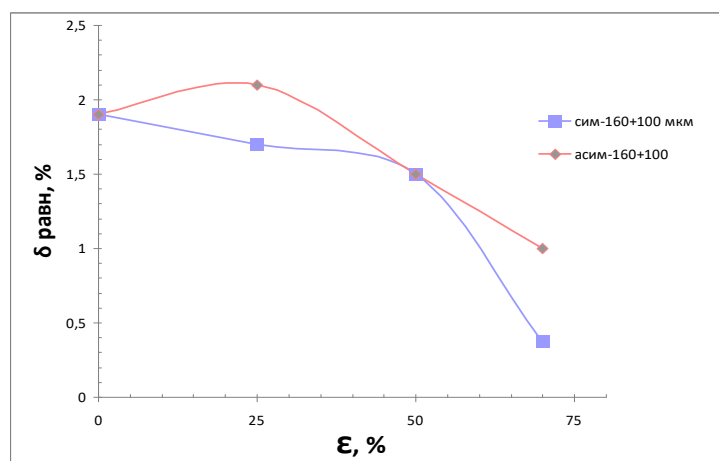
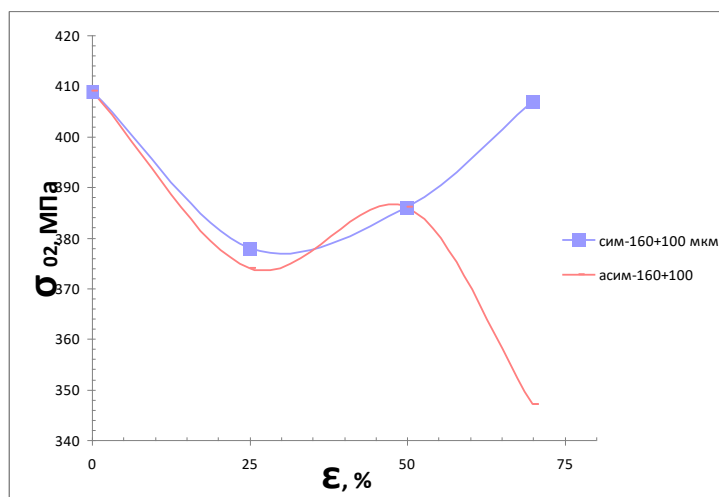


Рисунок 3.10 – Механічні властивості порошку сплаву Al + 11,2Mg-2,2Mn-0,6Zr. Фракція –160+100 мкм

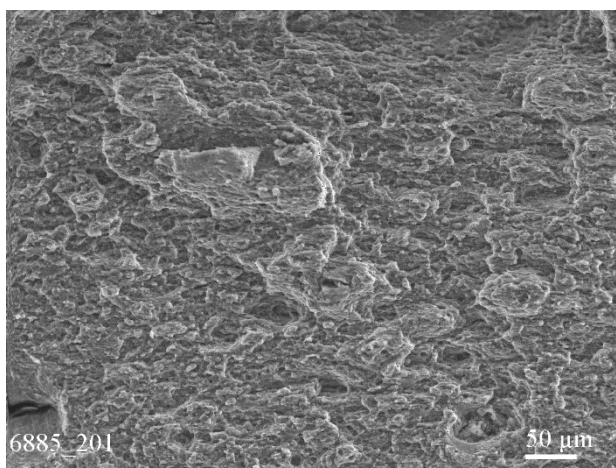
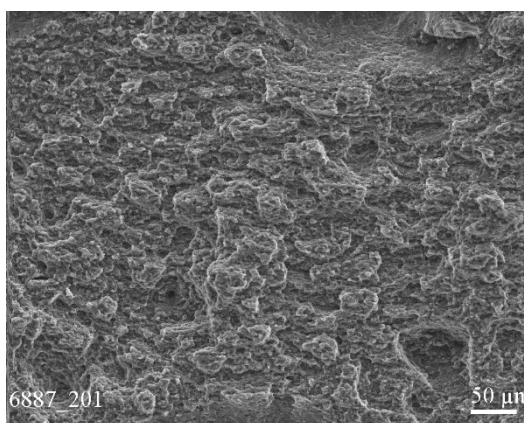
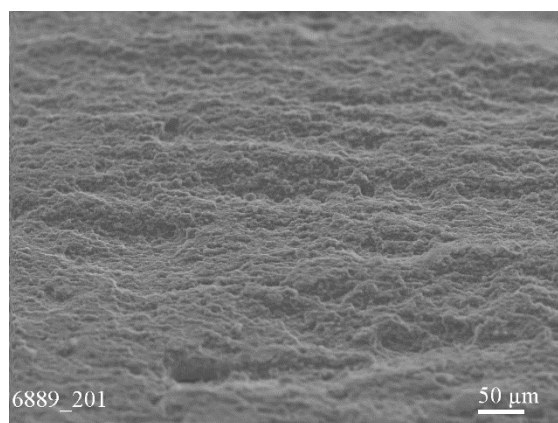


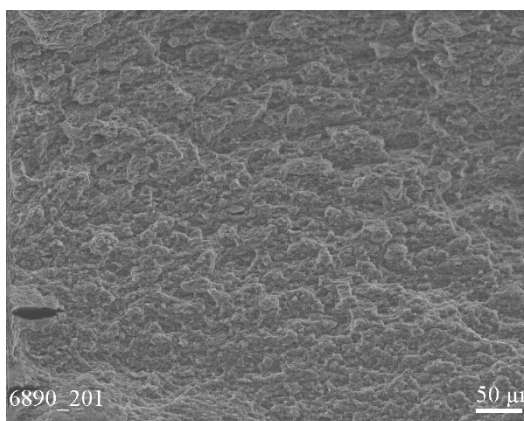
Рисунок 3.11 – Структура поверхні руйнування матеріалу після екструзії з порошку фракції 160 + 100 мкм



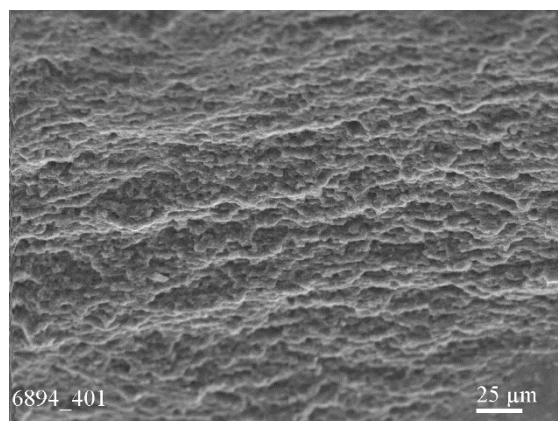
а



б



в



г

а, б – 25 %, в, г – 70 %. а, в – симетрична, б, г – асиметрична прокатка

Рисунок 3.12 – Структура поверхні руйнування матеріалу додаткової деформації прокаткою з порошку фракції 160 + 100 мкм

Вивчення матеріалу сформованого з порошку фракції – 40 мкм (рис. 3.13 – 3.14) показує, що зі збільшенням ступеня деформації, в даному матеріалі, руйнування відбувається без утворення ямкового зламу. Це говорить про відсутність розміцнення матриці зі збільшенням ступеня деформації.

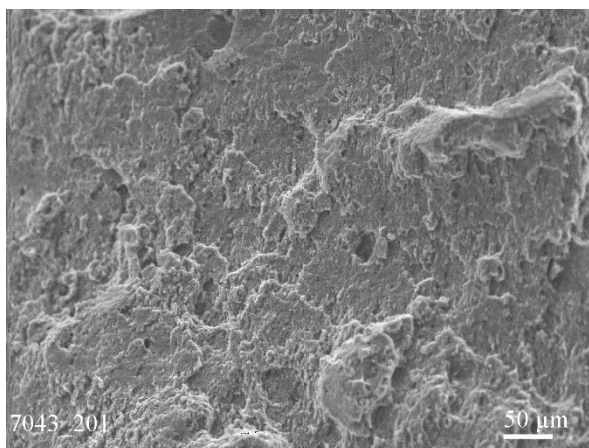
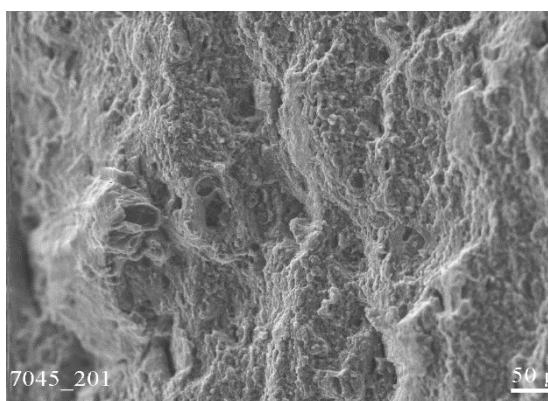
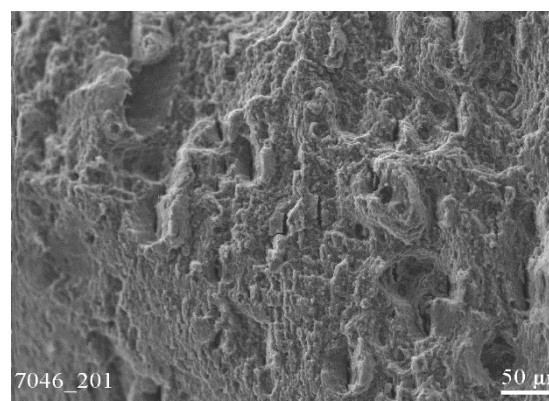


Рисунок 3.13 – Структура поверхні руйнування матеріалу після екструзії з порошку фракції -40 мкм



а

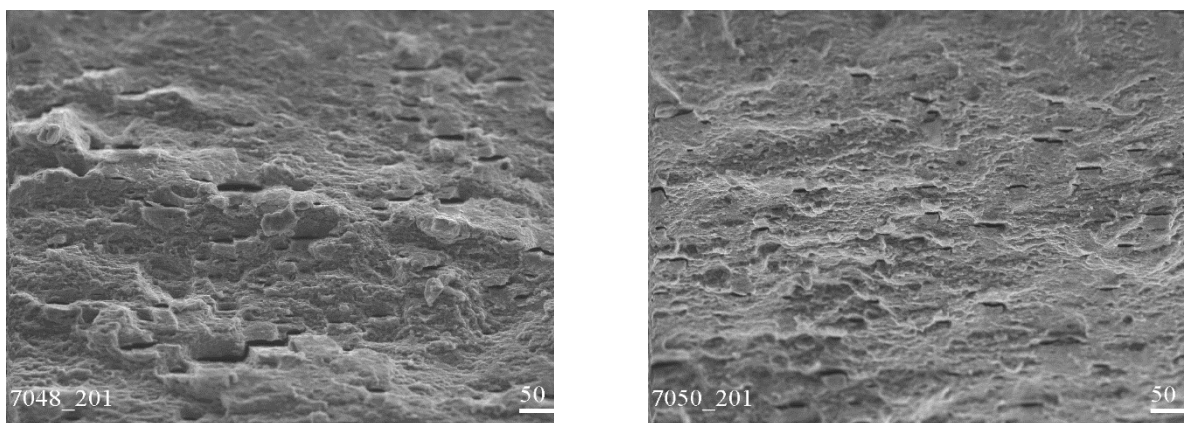


б

а, б – 25 %; в, г – 70 %; а, в – симметрична; б, г – асиметрична прокатка

Рисунок 3.14 – Поверхні руйнування матеріалу з порошку фракції – 40

МКМ



В

Г

Рисунок 3.14, аркуш 2

Дослідження впливу асиметричної прокатки на структуру і властивості високолегованого порошкового матеріалу зі сплаву $\text{Al} + 3\text{Mg}-8\text{Fe}-0,5 \text{ Zr}$ проводили при ідентичних умовах прокатки з нагріванням перед деформацією до температури 500°C . Структура поверхні руйнування матеріалу $\text{Al} + 3\text{Mg}-8\text{Fe}-0,5 \text{ Zr}$ після екструзії представлена на (рис.3.15). Для прокатки використовували зразки порошкового матеріалу сформованого екструзією з фракції $-160+100 \text{ мкм}$.

Вивчення мікроструктури екструдованого матеріалу показало відсутність кордонів розділу проміж продеформованих частинок алюмінієвого сплаву (рис.3.15).

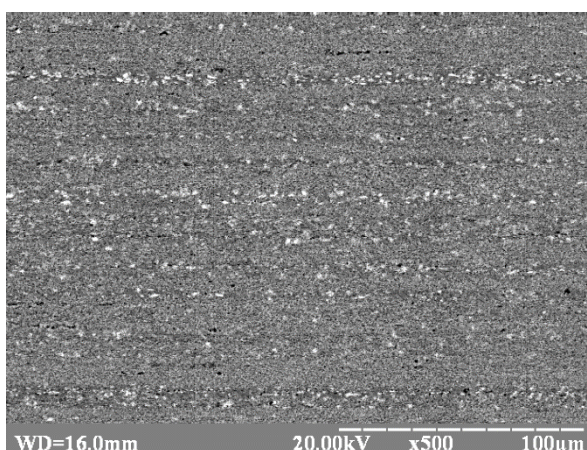
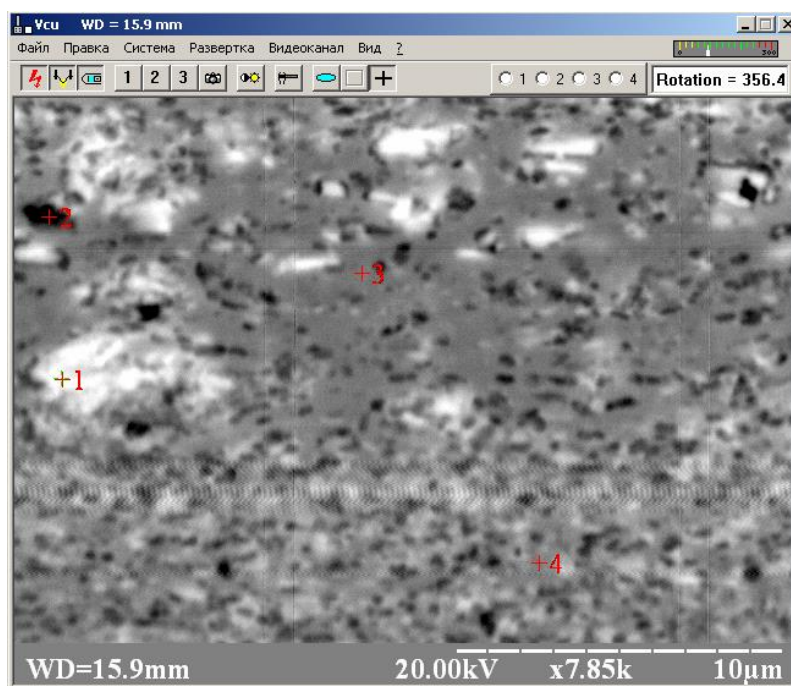


Рисунок 3.15 – Мікроструктура екструдованого матеріалу з порошку сплаву $\text{Al} + 3\text{Mg}-8\text{Fe}-0,5 \text{ Zr}$

При цьому данні мікроаналізу показують досить рівномірний розподіл по об'єму матеріала фаз, які містять залізо (рис. 3.16).



Информация

Напряжение (кВ): 20.00
Сумма %: 100.00

Элемент	Инт.	С %
Mg K	67	1.12
Al K	9126	85.19
Cr K	73	0.85
Cr L	-1	0.00
Fe K	853	12.84
Fe L	-2	0.00

Точка 1-

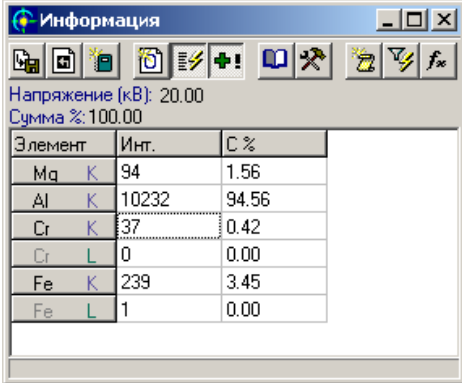
Точка 2-

Информация

Напряжение (кВ): 20.00
Сумма %: 100.00

Элемент	Инт.	С %
Mg K	94	1.56
Al K	10232	94.56
Cr K	37	0.42
Cr L	0	0.00
Fe K	239	3.45
Fe L	1	0.00

Точка 3-



Элемент	Инт.	С %
Mg K	94	1.56
Al K	10232	94.56
Cr K	37	0.42
Cr L	0	0.00
Fe K	239	3.45
Fe L	1	0.00

Рисунок 3.16 – Дані мікроаналізу порошкового матеріалу з порошку сплаву Al + 3Mg-8Fe-0,5 Zr

Механічні властивості матеріалу після екструзії і додаткової деформаційної обробки прокаткою наведені в таблиці 3.2.

Таблиця 3.2 – Механічні властивості порошкового матеріалу з порошку сплаву Al + 3Mg-8Fe-0,5 Zr

Деф. додаткова	Тип прокатки	σ_{001}	σ_{02}	$\sigma_{\text{в}}$	$\delta_{\text{рівн}}$	$\delta_{\text{заг}}$	S руйн	e	ψ
%		МПа	МПа	МПа	%	%	МПа	-	%
0		338,0	417,0	486,1	1,500	1,589	534,6	0,0956	9,12
25	Сим.	335,0	384,0	463,0	0,890	0,905	478,3	0,0334	3,29
25	Асим.	333,0	406,0	472,7	1,000	1,074	531,3	0,1168	11,02
50	Сим.	414,0	490,0	517,9	0,600	0,661	548,1	0,0580	5,63
50	Асим.	420,0	449,0	494,9	1,000	1,024	548,9	0,1034	9,82

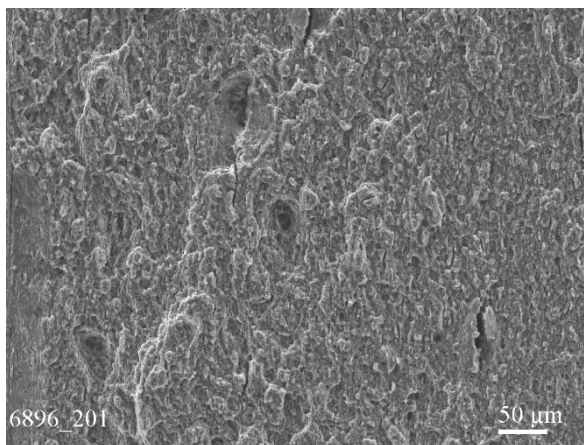
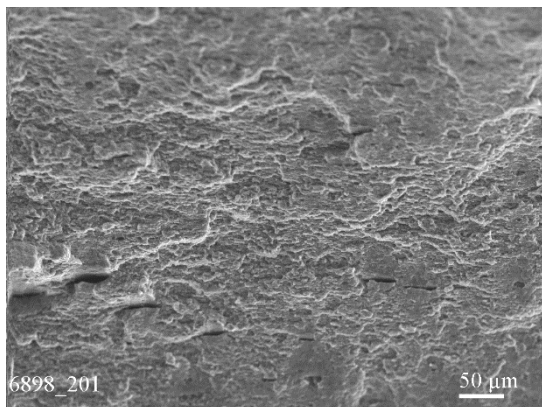


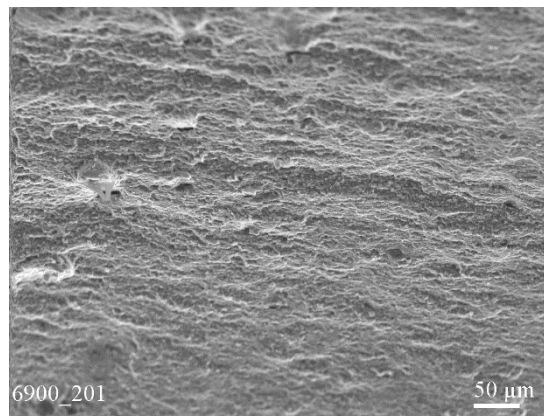
Рисунок 3.17 – Структура поверхні руйнування матеріалу $\text{Al} + 3\text{Mg}-8\text{Fe}-0,5 \text{ Zr}$ після екструзії з порошку фракції $160 + 100$ мкм

Не дивлячись на більш високу температуру прокатки значення межі текучості у порошків даного складу трохи вище, ніж у зразків $\text{Al} + 11,2\text{Mg}-2,2\text{Mn}-0,6\text{Zr}$, що мають той же фракційний склад і які були прокатані до тих же ступенів деформації. Слід звернути увагу, що в даному випадку зразки, продеформовані асиметричною прокаткою демонструють більш низьке значення межі текучості. Як і в розглянутому раніше випадку, виявлений ефект пов'язаний з інтенсифікацією процесів рекристалізації при використанні асиметричною прокатки. Однак, на відміну від попереднього випадку підвищення температури прокатки практично до предплавільних температур ($0,85 \text{ Т.пл.}$) призводить до того, що цей механізм починає проявлятися вже при малих ступенях деформації. Характер руйнування зразків сплаву $\text{Al} + 3\text{Mg}-8\text{Fe}-0,5 \text{ Zr}$ переважно крихкий (рис. 3.18 а–в) зі слідами розшарування, які проявляються після деформації до високих ступенів (рис. 3.18 б–г).

Матеріал, отриманий з порошків менших фракцій продеформувати не вдалося через їх низьку пластичність.



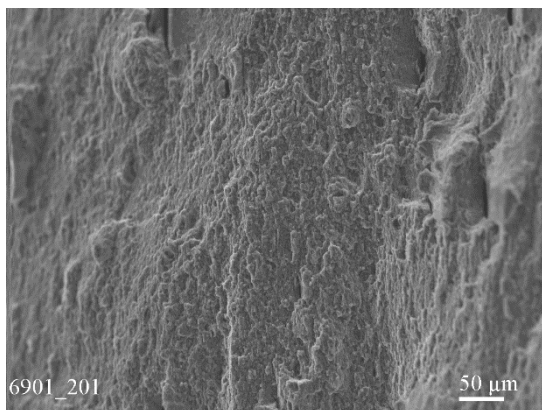
а



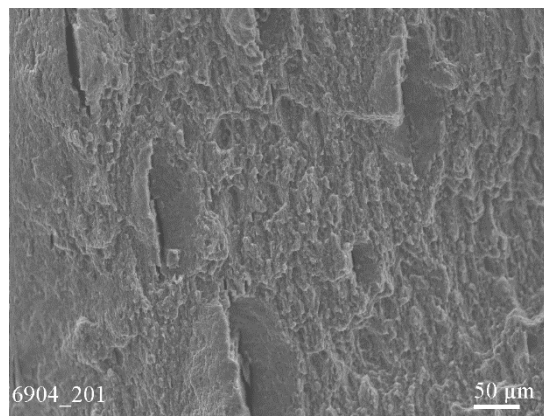
б

а, б – 25 %; в, г – 50 %; а, в – симметрична; б, г – асиметрична прокатка

Рисунок 3.18 – поверхні руйнування матеріалу $\text{Al} + 3\text{Mg}-8\text{Fe}-0,5\text{Zr}$ додаткової деформації з порошку фракції 160 + 100 МКМ



в



г

Рисунок 3.18, аркуш 2

Таким чином, прокатка порошків сложнолегованих сплавів дозволяє значно підвищити їх міцність при збереженні задовільної пластичності. Асиметрична прокатка є кращою в тих випадках, коли зміцнення визначається накопиченням деформаційних дефектів. У тих випадках, коли деформація супроводжується рекристалізацією, більш високі властивості демонструють зразки продеформовані симетричною прокаткою.

Висновки:

- зі збільшенням ступеня деформації при прокатці високолегованих порошкових матеріалів відбувається зростання міцності. При цьому використання асиметричної прокатки дозволяє отримати більш міцний прокат в порівнянні з прокатом, продеформованим з використанням симетричної схеми прокатки.

- встановлено, що тенденція збільшення межі плинності порошкових матеріалів з ростом ступеня деформації однозначно спостерігається також і для легованих порошків тільки для дрібних фракцій. Отримані результати можна пояснити формуванням більш дисперсної структури матеріалу, що викликано більш високою швидкістю охолодження порошків дрібних фракцій.

- причиною ефекту знеміцнення матеріалів сформованих з порошків фракцій розміром більше 100 мкм може бути динамічна рекристалізація, що викликається застосуванням великих величин (70%) інтенсивної сдвигової деформації

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

В процесі виконання даної роботи людина може піддаватися впливу небезпечних та шкідливих факторів фізичного походження таких як: небезпека механічного травмування, опіків; запиленість робочого середовища; вплив шуму; вплив теплового випромінювання; небезпека ураження електричним струмом. Також небезпечним фактором виступає монотонність праці, що може викликати зниження концентрації та нервові виснаження [27].

Раніше діяв ГОСТ 12.3.002-75 «Процеси виробничі. Загальні вимоги безпеки»[28], але його скасовано згідно з наказом від 14.12.2015 № 186. Термін скасування перенесено згідно з наказом від 10.07.2017 № 169 . На даний час діє наказ від 28.12.2017 № 2072 «Про затвердження вимог безпеки та захисту здоров'я під час використання виробничого обладнання працівниками».

4.1 Безпека технологічного процесу

Операції які несуть у собі потенційний ризик: розплав, розпилення порошку та прокатка.

Процес спікання протікає в декілька етапів: попередній відпал у середовищі водню та спікання у вакуумі.

При спіканні у вакуумному середовищі використовується піч опору з високою робочою температурою. Внаслідок тривалої роботи печі теплове випромінювання може привести до теплового удару та головного болю, до ослаблення уваги. Допустиме значення густини потоку ІЧВ, згідно з ДСН 3.3.6.042-99 [29] складає 140 Вт/кв. м., за рахунок високої температури є висока небезпека опіків. Під час завантаження та вивантаження тигля застосовується спеціальне захисне обладнання: металеві щипці та вогнетривкі рукавиці для запобігання опіків.

При роботі на пічному обладнанні слід проводити заходи, що застерігають від ураження електричним струмом, тобто перевіряти повну справність електропроводів; обладнання повинно мати на корпусах елементи заземлення та бути надійно заземлено.

Розпилювач має захисний кожух який не знімається. Тобто ризик отримання травми зведен до мінімуму. Також має винемене управління, щоб оператор міг знаходитися на вілстані. Установка заземлена та має власний щит.

Під час виконання технологічних процесів може виникнути пожежа. Згідно з ДСТУ Б В 1.1-36:2016 [32] даній лабораторії можливі пожежі класу А (горіння твердих речовин). Головними причинами пожежі можуть стати:

- коротке замикання у електричних ланцюгах;
- порушення техніки безпеки при роботі з горючим газом;
- порушення правил пожежної безпеки при використанні побутових електронагрівальних приладів.

Для виявлення пожеж у лабораторіях застосовується автоматична пожежна сигналізація. Тип автоматичного датчика плавкий. Кожна лабораторія має схему евакуації людей під час пожежі. У приміщенні лабораторії встановлено 4 пожежні сигналізатори ИП -105, сигнал з яких надходить на основну панель пожежної

сигналізації. Сигналізатори ИП-105 спрацьовують на підвищення температури до $t = 72\text{ }^{\circ}\text{C}$.

У коридорі знаходиться пожежний кран із приєднаним пожежним рукавом. Відповідно до ДБН В.1.1-7-2016 будівля відноситься до I ступеня вогнестійкості [33].

Співробітники чи студенти, що виявили виникнення пожежі, зобов'язані:

- викликати пожежну допомогу за телефоном 5 – 01 (міський – 101);
- прийняти усі заходи до урятування людей та гасіння пожежі усіма доступними засобами гасіння пожежі.

Для запобігання такої небезпечної ситуації усі електроштити повинні постійно знаходитись у закритому стані й не захаращуватись сторонніми предметами.

Оскільки у будівлі знаходяться прилади, що працюють безперебійно, то вони повинні бути під постійним наглядом відповідальних осіб.

Перед закриттям приміщення проводять ретельний огляд. Перекривають воду та знеструмлюють усі установки, що не працюють безперебійно.

4.2 Безпека технологічного обладнання

Піч та розпилювач повинні стояти на твердій рівній поверхні.

Безпечність обладнання частково була розглянута в попередньому розділі. Всі елементи кожного із обладнань виготовлені із необхідних матеріалів.

Усі електроприлади заземлені та мають свій власний рубильник.

4.3 Висновки до розділу

В процесі аналізу безпеки технологічного процесу та технологічного обладнання було розглянуто кожну технологічну операцію з точки зору охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях. Можна зробити висновок, що всі технологічні операції задовільняють нормам, встановленим законодавством. Все обладнання має певні захисні деталі чи елементи: сталевий кожух, звукова

сигналізація, автоматичне вимкнення та інше. Устаткування виконане з якісних матеріалів. Самі технологічні процеси максимально усувають контакт із небезпечними речовинами. Є наявність герметизація на відповідних ділянках.

5 ЕНЕРГЕТИЧНИЙ РОЗДІЛ

Метою енергетичного розділу проекту є розрахунок кількості електроенергії, необхідної для забезпечення нормальної роботи цеху, а також витрат палива, газів та інших джерел енергії.

Обсяг витрат електроенергії на технологічне обладнання визначають на підставі вибору і розрахунку кількості обладнання та його потужності в режимі роботи:

$$E = M\Phi_0\eta_{зв}K_1K_2,$$

де M – встановлена потужність обладнання, кВт;

Φ_0 – річний фонд часу роботи обладнання, год;

$\eta_{зв}$ – коефіцієнт завантаження обладнання;

K_1 – коефіцієнт одночасності роботи (для електричних печей – 0,6; для двигунів – 0,3; для генераторів височастотного нагріву – 0,8);

K_2 – коефіцієнт використання потужності – 0,7.

Витрати енергії підйомно-транспортувального обладнання визначають, виходячи з його потужності.

В умовах малотоннажних виробництв транспортувальне обладнання вибирають разом з основним, його характеристики вносять у відомість основного обладнання.

Витрати енергії для санітарно-технічних пристроїв (вентиляції, опалення) визначають згідно з вимогами до охорони праці та техніки безпеки.

Вакумний насос:

$$E = 2,8 \cdot 540 \cdot 0,75 \cdot 0,3 \cdot 0,7 = 238,84 \text{ кВт} \cdot \text{год}.$$

Піч електричного опору:

$$E = 8 \cdot 1760 \cdot 0,7 \cdot 0,6 \cdot 0,7 = 4139 \text{ кВт} \cdot \text{год}.$$

Розпилювач:

$$E = 5 \cdot 1760 \cdot 0,7 \cdot 0,6 \cdot 0,7 = 2587,2 \text{ кВт} \cdot \text{год.}$$

Результати розрахунків витрат електроенергії зводимо у таблицю 5.1.

Таблиця 5.1- Річні витрати електроенергії

Найменування споживача струму	Кіль- кість спожи- вачів	Поту- жність, кВт	Коефі- цієнт одночас- ності роботи	Фонд робо- чого часу на рік, год.	Коефі- цієнт заван- таження	Річні витрати електро- енергії, кВт*год
Вакумний насос	4	2,8	0,3	540,00	0,75	238,14
Розпилювач	1	5	0,6	1760	0,7	2587,2
Піч електричного опору	1	8	0,6	1760	0,7	4139
Всього						6964,34

Розрахунок витрат енергії на освітлення для кожного приміщення виконують на підставі плану цеху. Вихідні дані для розрахунку - площа приміщення, потрібна освітленість і режим роботи освітлювальних точок.

Витрати енергії на освітлення розраховують за формулою:

$$Q = Sq \tau f / 1000,$$

де S – освітлювана площа, м^2 ;

q – поверхнева щільність теплового потоку, $\text{Вт}/\text{м}^2$;

τ – кількість годин горіння на рік;

f – коефіцієнт одночасного горіння.

Значення q зазвичай беруть: для виробничих приміщень – 11 - 15 $\text{Вт}/\text{м}^2$, для побутових і службових приміщень - 10 $\text{Вт}/\text{м}^2$.

Залежно від тривалості освітлювального періоду значення τ беруть рівним:
для двозмінної роботи - 2500 год, для тризмінної - 4700 год.

Коефіцієнт, який враховує одночасність горіння ламп, беруть: для виробничих прогонів - 0,8, для побутових та службових приміщень - 0,7, для підвалів - 0,9.

Розрахунок витрат електроенергії на освітлення.

Склад матеріалів (шихта):

$$Q = 45 \cdot 15 \cdot 2500 \cdot 0,8 / 1000 = 1350 \text{ кВт} \cdot \text{год.}$$

Дільниця для замішування:

$$Q = 85,5 \cdot 15 \cdot 2500 \cdot 0,8 / 1000 = 2565 \text{ кВт} \cdot \text{год.}$$

Дільниця для спікання:

$$Q = 130 \cdot 15 \cdot 4700 \cdot 0,8 / 1000 = 7332 \text{ кВт} \cdot \text{год.}$$

Побутові приміщення:

$$Q = 91,66 \cdot 10 \cdot 4700 \cdot 0,7 / 1000 = 3015,614 \text{ кВт} \cdot \text{год.}$$

Канторські приміщення:

$$Q = 34,51 \cdot 10 \cdot 2500 \cdot 0,7 / 1000 = 603,925 \text{ кВт} \cdot \text{год.}$$

Склад готової продукції:

$$Q = 30,76 \cdot 15 \cdot 2500 \cdot 0,7 / 1000 = 807,45 \text{ кВт} \cdot \text{год.}$$

Результати розрахунків витрат електроенергії зводимо у таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 - Річні витрати електроенергії на освітлення

Найменування споживача	Освітлювана площа, м ²	Поверхнева щільність теплового потоку, Вт/м ²	Кількість годин горіння на рік	Річні витрати електроенергії, кВт*год
Склад матеріалів	45	15	2500	1350
Дільниця приготування шихти	85,5	15	2500	2565
Дільниця для наплавлення	130	15	4700	7332
Побутові приміщення	91,66	10	4700	3015,614
Канторські приміщення	34,51	10	2500	603,925
Склад готової продукції	30,76	15	2500	807,45
Всього				15673,99

6 ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ РОЗДІЛ

6.1 Розрахунок чисельності наукових робітників та їх заробітної плати

Чисельний склад та кваліфікацію робітників наукової дільниці обчислюємо з урахуванням кількості устаткування та змінності роботи.

Після цього, визначимо заробітну плату робітникам. Витрати на оплату праці є одним із основних елементів собівартості продукції. Вони складаються з: основної заробітної плати; додаткової заробітної плати; інших заохочувальних та компенсаційних виплат.

Основна зарплата - це винагорода за виконану роботу відповідно до встановлених норм праці (норми часу, виробітку, обслуговування, посадові обов'язки).

Додаткова зарплата - винагорода за працю понад установлені норми, за трудові успіхи та винахідливість, за особливі умови праці. Вона включає доплати, надбавки, премії, пов'язані з виконанням виробничих завдань і функцій, та ін.

До інших заохочувальних та компенсаційних виплат належать виплати за підсумками роботи за рік, премії за спеціальними системами і положеннями, компенсаційні грошові і матеріальні виплати, які не передбачені актами чинного законодавства та ін.

Основним організаційно-правовим інструментом обґрунтування диференціації заробітної плати працівників різних суб'єктів господарювання (діяльності) є тарифно-посадова система, основні елементи якої такі: тарифно-кваліфікаційні довідники; кваліфікаційні довідники посад керівників, спеціалістів і службовців; тарифні сітки й ставки; схеми посадових окладів або єдина тарифна сітка

Тарифно-кваліфікаційні довідники у вигляді Єдиного тарифного кваліфікаційного довідника робіт і професій робітників (ЄТКД) - це збірник нормативних актів, що містить кваліфікаційні характеристики робіт і професій, згруповані за виробництвами та видами робіт. ЄТКД призначено для тарифікації робіт, надання кваліфікаційних розрядів робітникам, а також для формування навчальних програм підготовки їх підвищення кваліфікації робітників.

Плановий час роботи одного працівника за рік розраховуємо шляхом складання балансу робочого часу. Цей розрахунок представлений у таблиці 6.1

Таблиця 6.1 – Плановий баланс робочого часу на рік

Найменування витрат часу	Кількість днів
Кількість номенклатурних днів на рік	365
Неробочі дні, у тому числі:	125
- загальнодержавні та релігійні свята	9
- вихідні	104
Час на планово-попереджувальний ремонт	12
Робочий час підприємства	240
Витрати робочого часу працівників, у тому	26
- хвороба	4
- чергові та додаткові відпустки	20
- невиходи з дозволу адміністрації	3
- скорочення робочого часу матерям	1
Плановий фонд робочого часу робітників за рік	214

На підставі балансу робочого часу визначаємо обліковий склад робітників, який визначається з а допомогою коефіцієнта облікового складу $K_{обл}$:

$$K_{обл} = \Phi_{реж} / \Phi_{пл},$$

де $\Phi_{реж}$ – робочий річний фонд часу роботи підприємства, днів;

$\Phi_{пл}$ – плановий фонд робочого часу працівника за рік, днів.

$$K_{обл} = 240/214 = 1,12.$$

Загальна чисельність працівників дільниці приведена в таблиці 6.2.

Таблиця 6.2 – Чисельність основних та допоміжних робітників ділянки

Професія, спеціальні- сть, посада	Кваліфікацій- ний розряд	Явочна чисельність по змінах			Загалом на добу	Коефіцієнт переводу	Облікова чисельність
		1- а	2- а	3-а			
Основні робітники							
Оператор змішувача	4	1			1	1,12	1
Оператор розпилювача	5	1			1	1,12	2
Оператор печі опору	4	2			2	1,12	2
Всього основних робітників					4		5

6.2 Визначення фондів заробітної плати

Основним організаційно правовим інструментом обґрунтування диференціації заробітної плати працівників підприємств різних форм господарчої діяльності є тарифно – посадова система, елементи якої: тарифно-кваліфікаційні довідники; кваліфікаційні довідники посад керівників, спеціалістів і службовців. Типова тарифна сітка робітників різногалузевих підприємств та організацій України наведена в таблиці 6.3.

Таблиця 6.3 – Типова тарифна сітка робітників різногалузевих підприємств

Показники	Тарифні розряди							
	1	2	3	4	5	6	7	8
Тарифні коефіцієнти	1,0	1,088	1,204	1,350	1,531	1,800	1,892	2,0
Зростання тарифних коефіцієнтів:								
Абсолютне		0,088	0,116	0,146	0,181	0,269	0,092	0,108
Відносне		8,8	10,7	12,1	13,4	17,6	5,1	5,7

Важливим елементом тарифної системи є тарифна ставка. Її абсолютну величину визначають згідно зі встановленим державою мінімальним розміром заробітної плати. Так, якщо на підприємстві тарифну ставку для першого розряду встановлено на рівні 9,2 грн., то ставка другого розряду становитиме 10,0096 грн., третього 11,0768 грн. і так далі.

Розрахунок фондів зарплати управлінського персоналу наведено в таблиці 6.4.

Таблиця 6.4 – Розрахунок фонду заробітної платні управлінського персоналу

Професія, спеціальність	Чисельність осіб	Місячний посадовий оклад, грн.	Річний фонд заробітної плати, грн.
Начальник дільниці	1	5000	60000
Майстер	1	4500	54000

Усього	по	дільниці
114000		

Розрахунок фондів зарплати основних та допоміжних робітників наведено в таблиці 6.5.

Професія, спеціальність	Кваліфікаційний розряд	Годинна тарифна ставка	Облік складу, осіб	Плановий робочий фонд за рік одного працівника год	Плановий робочий фонд за рік всіх працівників, год	Основна заробітна плата, грн	Розрахунок додаткової плати, грн					Разом зарплата, грн				
	1	2		3	4	5	6	Премія, 40%	Особливі умови, 12%	Відпустка, 12%	Інші, 10%		Разом додаткова зарплата, тис. грн	7	8	9
Оператор	4	19,68	2	1712	3424	67384,32	26953,73	8086,12	8086,12	6738,43	49864,40	117248,72				
Оп. розпилювача	5	22,38	1	1712	1712	38314,56	15325,82	4597,75	4597,75	3831,46	28352,77	66667,33				
Оператор печі опору	4	19,68	2	1712	3424	67384,32	26953,73	8086,12	8086,12	6738,43	49864,40	117248,72				
Допоміжні робітники																
Слюсар-ремонтник	4	19,68	1	1712	1712	33692,16	13476,86	4043,06	4043,06	3369,22	24932,20	58624,36				
Електромонтер	4	19,68	2	1712	3424	67384,32	26953,73	8086,12	8086,12	6738,43	49864,40	117248,72				
Прибиральник	2	15,86	1	1712	1712	27152,32	10860,93	3258,28	3258,28	2715,23	20092,72	47245,04				
Разом	11			377905,12			279676,44					657617,56				

7 ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ

7.1 Науково-технічна актуальність НДР

На сьогоднішній день аерокосмічна галузь продовжує активно розвиватися та потребувати все більше нових пошуків області конструкційних матеріалів, але при цьому економлячи масу.

Алюміній з магнієм та його сплави відносяться до термостійких матеріалів. Для виготовлення обшивки літаків, автомобілів а також там де потребуються гарні механічні властивості з малою вагою. Алюміній займає важливе місце в сьогоднішньому виробництві. Таким чином, найбільше поширення він отримав в літакобудованні, автомобілебудування, космічна галузь а також віскова сфера.

7.2 Розрахунок витрат на проведення НДР

Розрахунок усіх витрат на НДР, пов'язаних з виконанням даної теми, дає можливість встановити планову кошторисну вартість даної теми. Планування забезпечує зниження трудових і матеріальних витрат з метою отримання найкращих результатів за найменших витрат.

Планова собівартість визначається за наступними статтями витрат:

- витрати на оплату праці;
- єдиний соціальний внесок;
- вартість матеріалів, необхідних для проведення НДР;
- витрати енергоносіїв;
- витрати на спеціальне обладнання;
- вартість послуг сторонніх організацій;
- витрати на службові відрядження;
- інші прямі невраховані витрати;
- накладні витрати.

7.2.1 Витрати на оплату праці

Витрати за цією статтею включають заробітну плату безпосередніх виконавців теми, а заробітна плата адміністративно-управлінського персоналу, працівників дослідних виробництв включаються в кошторисну вартість теми через статтю «Накладні витрати». Крім цього, слід враховувати, що для тем, які фінансуються за рахунок держбюджету прибуток не планується і тому в дану статтю витрат включається тільки основна заробітна плата (без премій та інших виплат, що здійснюються із прибутку).

Витрати на оплату праці розраховують на основі даних про трудомісткість окремих робіт по темі (табл. 7.1) та посадових окладів безпосередніх їх виконавців (табл. 7.2).

Загальна трудомісткість робіт, що виконуються безпосередньо студентом (інженером-дослідником), визначається навчальним планом відповідного напрямку підготовки.

Подальші розрахунки витрат на оплату праці проводяться за алгоритмом, зрозумілим із таблиці 7.2.

Денні зарплати визначаються як відношення місячного окладу до умовного місяця (для НДР з п'ятиденним робочим тижнем складає 21,2 дня).

Перемножуючи середньоденну заробітну плату за кожною категорією виконавців на відповідну планову трудомісткість робіт, розраховується плановий фонд заробітної плати всіх виконавців. Результати розрахунку фонду заробітної плати з теми зведено у таблиці 7.2.

Таблиця 7.1 – Трудомісткість робіт по темі

Етапи НДР	Трудомісткість, людино-днів			
	Провідний науковий співробітник	Старший науковий співробітник	Інженер-дослідник	Лаборант
Підготовчий етап	5	5	15	–
Проведення експерименту	2	19	55	45
Написання записки	3	–	5	–
Оформлення, перевірка та захист	2	–	5	–
Разом	12	24	80	45

Таблиця 7.2 – Розрахунок витрат на оплату праці

Посада виконавців теми	Планова трудомісткість, людино-днів	Заробітна плата, грн.		
		Посадовий місячний оклад	Середньоденна зарплата	Усього за виконавцями
1.Провідний науковий співробітник	12	12 828	610,8	7330,3
2.Старший науковий співробітник	24	12 052	573,9	13773,71
3. Інженер-дослідник	80	6 096	290,3	23222,86

4. Лаборант	45	4 210	195,7	8807,143
Разом оплата праці з теми				53134

7.2.2 Єдиний соціальний внесок

Єдиний соціальний внесок (ЄСВ) – це обов’язкове відрахування на загальнодержавне соціальне страхування. З 1 січня 2016 р. ставка ЄСВ складає 22 %. Базою для нарахування ЄСВ слугують загальні витрати на оплату праці по темі (підсумок по табл.5.2).

$$\text{ЄСВ} = \text{ЗП} \cdot 0,22 ,$$

де ЗП – загальні витрати на оплату праці по темі.

Наразі ЄСВ буде становити:

$$\text{ЄСВ} = 53134 \cdot 0,22 = 11689,48.$$

7.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень

Витрати на матеріали, які необхідні для проведення даної НДР, вираховуються з ціни одиниці і загальної кількості використаного матеріалу.

Результати розрахунків зведені в таблиці 7.3.

Таблиця 7.3 – Розрахунки витрат на матеріали

Найменування матеріалу	Стандарт, технічні умови	Одиниця виміру	Кількість	Ринкова ціна за одиницю, грн.	Сума, грн.
1. порошок ПУ-2	ГОСТ 6058-73	кг	1	141	141
Загальні витрати на матеріали					141

Транспортно-заготівельні витрати приймаємо на рівні 10 % від планової вартості загальних витрат на матеріали:

$$T_v = 141 \cdot 0,1 = 14,1 \text{ грн.}$$

У такому разі загальна сума витрат на закупівлю матеріалів та їх транспортування буде становити:

$$B_m = 141 + 14,1 = 155,1 \text{ грн.}$$

7.2.4 Інші прямі неврахована витрати

У цій статті поєднуються всі витрати на проведення НДР, що не увійшли до попередніх статей. При проведенні роботи інші прямі витрати приймаємо на рівні 10 % від суми врахованих витрати на виконання НДР.

$$I_v = (ЗП + ЄСВ + B_m) \cdot 0,1 .$$

Наразі I_v буде становити:

$$I_v = (53134 + 11689,48 + 3888,17) \cdot 0,1 = 6871,17 \text{ грн.}$$

7.2.5 Накладні витрати

Накладні витрати включаються до калькуляції кошторисної вартості теми пропорційно обсягам витрат на оплату праці основних виконавців або пропорційно сумі прямих витрат на виконання теми досліджень по нормативам організації-виконавця цього дослідження.

Розглянемо варіант розрахунку накладних витрат пропорційно сумі прямих витрат на рівні 20 %.

$$H_B = (3П + \text{€CB} + B_M + I_B) \cdot 0,2 .$$

Наразі H_B буде становити:

$$H_B = (53134 + 11689,48 + 3888,17 + 6871,17) \cdot 0,2 = 15116,56 \text{ грн.}$$

7.2.6 Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми

Планова калькуляція вартості проведення досліджень по темі складається на підставі виконаних розрахунків та нормативних даних (табл 7.4).

Таблиця 7.4 – Планова калькуляція кошторисної вартості НДР

Найменування статей витрат	Сума, грн.	Обґрунтування
1	2	3
1.Витрати на оплату праці	53134	Відповідно до розрахунків
2.Єдиний соціальний внесок	11689,48	22,0 % від загальних витрат на оплату праці
3.Матеріали для проведення досліджень	3888,17	Відповідно до розрахунків
4.Інші невраховані прямі витрати по темі	6871,165	10 % від суми прямих розрахованих витрат по темі
5.Електроенергія	—	включені у статтю накладні витрати
6.Накладні витрати	15116,56	Відповідно до нормативів організації-виконавця теми (у нашому випадку 20 % від суми прямих витрат)
7.Усього витрат по темі	79009,9	Сума попередніх статей

7.3 Науково-технічна ефективність НДР

Розрахунок очікуваного економічного ефекту НДР необхідно для визначення доцільності проведення даної роботи. Проте він може бути розрахований лише по НДР, які безпосередньо спрямовані на створення нових матеріалів, покращення параметрів якості продукції, а також створення нових конструкцій.

Для визначення річного економічного ефекту скористаємося бальною системою оцінювання економічної ефективності за наступними показниками:

- важливість розробки (K_1);
- можливість використання результатів розробки (K_2);
- теоретичне значення та рівень новизни (K_3);
- складність дослідження (K_4).

Коефіцієнт K_1 може приймати наступні значення:

- а) ініціативна робота, яка не входить до складу комплексної програми та не є завданням директивних органів – 1 бал;
- б) робота виконується за угодою про науково-технічне співробітництво – 3 бали;
- в) робота являє собою частину відомчої програми – 5 балів;
- г) робота являє собою частину комплексної міжвідомчої програми з елементами впровадження результатів – 7 балів;
- д) робота є частиною міжнародної комплексної програми – 8 балів.

Коефіцієнт K_2 може приймати такі значення:

- а) результати розробки можна використати тільки в даному підрозділі – 1 бал;
- б) результати розробки можуть бути використані тільки однією організацією – 3 бали;

в) результати розробки можуть бути використані декількома організаціями – 5 балів.

г) результатами розробки можуть користуватися в масштабах однієї галузі – 8 балів;

д) результатами розробки можуть користуватися у різних галузях – 10 балів.

Коефіцієнт K_3 може приймати такі значення:

а) робота являє собою аналіз, узагальнення або класифікацію відомої інформації, подібні результати раніше були відомі в досліджуваній галузі – 2 бали;

б) під час виконання роботи отримана нова інформація, яка доповнює уявлення про сутність досліджуваних процесів – 3 бали;

в) внаслідок виконання роботи отримана нова інформація, яка частково змінює уявлення про природу досліджуваних процесів – 5 балів;

г) внаслідок виконання НДР створені нові теорії, методики тощо – 6 балів;

д) отримана інформація формує принципово нові уявлення, які не були відомі раніше – 8 балів.

Коефіцієнт K_4 може приймати такі значення:

а) роботу виконує один підрозділ, витрати до 10 000 гривень – 1 бал;

б) роботу виконує один підрозділ, витрати від 10 000 до 50 000 гривень – 3 бали;

в) роботу виконує один підрозділ, витрати від 50 000 до 100 000 гривень – 5 балів;

г) робота виконується декількома підрозділами, витрати від 100 000 до 200 000 гривень – 7 балів;

д) робота виконується декількома організаціями, витрати понад 200 000 гривень – 9 балів.

Загальна бальна оцінка (Б) вираховується перемноженням коефіцієнтів:

$$Б = K_1 * K_2 * K_3 * K_4 .$$

В нашому випадку бальна оцінка ефективності згідно табл. 7.5 становить:

$$Б = 3 * 8 * 2 * 5 = 240 .$$

Таблиця 7.5 – Бальна оцінка ефективності НДР

Показник оцінки ефективності НДР	Умове позначення показника	Характеристики даної роботи	Кількість балів
1. Важливість розробки	K_1	Робота виконується за угодою про науково-технічне співробітництво	3
2. Можливість використання результатів розробки	K_2	Результатами розробки можуть користуватися в масштабах однієї галузі	8
3. Теоретична значимість та рівень новизни розробки	K_3	Під час виконання роботи отримана нова інформація, яка доповнює уявлення про сутність досліджуваних процесів	2
4. Складність дослідження	K_4	Робота виконується декількома підрозділами, витрати від 100 000 до 200 000 гривень	5

Умовний ефект НДР розраховується за формулою:

$$E_{\text{НДР}}^y = 500 \cdot Б - E_n \cdot B_{\text{НДР}} ,$$

де 500 – умовна вартість одного балу;

E_n – нормативний коефіцієнт економічної ефективності (може бути в межах

0,1 – 0,3);

$V_{\text{НДР}}$ – сумарні витрати на виконання НДР (підсумок табл. 5.4).

У нашому прикладі умовний ефект виконання НДР буде становити:

$$E_{\text{НДР}} = 500 * 240 - 0,2 * 79009,89 = 104198,02 \text{ грн.}$$

Економічна ефективність НДР визначається коефіцієнтом умовної економічної ефективності E_e . Він є відношенням умовного ефекту виконання НДР до сумарних витрат на виконання НДР та розраховується за формулою:

$$E_e = \frac{E_{\text{НДР}}}{V_{\text{НДР}}}.$$

У нашому прикладі E_e буде становити:

$$E_e = \frac{104198,02}{79009,89} = 1,31.$$

Коефіцієнт умовної економічної ефективності науково-дослідної роботи становить 1,31 (перевищує одиницю), що свідчить про доцільність її виконання.

8 РОЗРОБЛЕННЯ СТАРТАП - ПРОЕКТУ

Інновація – це новостворені (застосовані) і (або) вдосконалені конкурентоздатні технології і продукція або послуги, а також організаційно-технічні рішення виробничого, адміністративного, комерційного або іншого характеру, що істотно поліпшують структуру та якість виробництва і (або) соціальної сфери [34].

Для вирішення цих питань звичайно створюють Стартап-проекти. Стартап-проект – нещодавно створена компанія (можливо, ще не зареєстрована офіційно, але планує стати офіційно), що будує свій бізнес на основі інноваційних технологій, не вийшла на ринок чи почала виходити і що володіє обмеженими ресурсом. Таким чином компанія є обмеженою ресурсами і сильно залежить від інвесторів.

Згідно Стартап-проекту ці питання вирішуються за наступними етапами:

- опис ідеї Стартап– проекту;
- аналіз техніко-економічних переваг ідеї (Визначення сильних, слабких та нейтральних характеристик ідеї проекту);
- технологічний аудит ідеї проекту (Технологічна здійсненність ідеї проекту);
- аналіз ринкових можливостей запуску Стартап-проекту (Попередня характеристика потенційного ринку);
- аналіз ринку збуту товару (Характеристика потенційних клієнтів);
- аналіз загроз при реалізації проекту (Фактори загроз);
- аналіз альтернативних ринків впровадження Стартап-проекту (Альтернативи ринкового впровадження);
- ступеневий аналіз конкуренції на ринку;
- SWOT- аналіз Стартап-проекту;
- визначення ключових переваг концепції потенційного товару.

8.1 Опис ідеї Стартуп-проекту

Al-Mg знаходить широке застосування в якості конструкційного матеріалу, особливо у аерокосмічній галузі, в якості головних частин обшивки ракет та літаків, через свої високі механічні властивості, та здатності зберігати їх за високих температур, при відносно невеликій вазі.

Проте виробництво виробів Al-Mg значно ускладнюється через його низьку корозійну стікість. А за рхунок того що розпилиня водою може бути небезпечним такий метод не дуже поширений.

Додавання невеликої домішки легуючих елементів дозволяє повисити корозійну стікість, а наша технологія дозволяє отримувати гарні механічні властивості.. Опис ідеї Стартуп зведений у таблицю 8.1.

Таблиця 8.1 – Опис ідеї Стартуп проекту

Зміст ідеї	Напрямки застосування	Вигоди для користувача
Освоїти технологію отримання порошку Al-Mg швидким охолодженням	Аерокосмічна галузь та автомобілебудування	Отримання матеріалу з високими термічними характеристиками

8.2 Аналіз техніко-економічних переваг

Звичайно ринок України займають не тільки вітчизняні, але і міжнародні фірми, які у багатьох випадках тримають лідерство. Тому при розробці стартап-проекту доцільним є розглянути позитивні та негативні сторони проекту, що розробляється у порівнянні з продукцією конкурентів як вітчизняних так і закордонних.

Але в Україні окрім ІПМ НАНУ, немає підприємства з такою технологією.

Технологія, яка пропонується у проекті дозволяє повисити механічні властивості (табл.8.2).

Таблиця 8.2 – Визначення сильних, слабких та нейтральних характеристик ідеї проекту

№	Техніко-економічні характеристики ідеї	Товар	W
		Проект	
1	Ціна	Продукція лемітованої маси	+
2	Ресурс роботи		+
3	Надійність		+

8.3 Технологічний аудит ідеї проекту

Основним чинником виконання роботи, є можливість застосування надійної та простої технології виготовлення. Технологія згідно стартап-проекту повинна мати високу відтворюваність результатів, та мати економічний ефект при застосуванні.

При розробці проекту було розроблено декілька технологій реалізації, описані в таблиці 8.3. Вибір технології реалізації ідеї проекту обґрунтований необхідністю отримати матеріал з низьким вмістом оксидів.

Таблиця 8.3 – Технологічна здійсненність ідеї проекту

№	Ідея проекту	Технології реалізації	Наявність технології	Доступність технологій
1	Продукція лемітованої маси	технологію отримання порошку Al-Mg швидким охолодженням	Наявна технологія,	Наявна технологія
Обрана технологія реалізації ідеї проекту: Технологію отримання порошку Al-Mg швидким охолодженням				

8.4 Аналіз ринкових можливостей запуску Стартап-проекту

На сьогоднішній день аерокосмічна галузь стрімко розвивається. Попит на такі матеріали надзвичайно високий і поява нового гравця на ринку не може залишитися непоміченим, особливо якщо він пропонує щось нове.

Визначення ринкових можливостей, які можна використати під час ринкового впровадження проекту, та ринкових загроз, які можуть перешкодити реалізації проекту, дозволяє спланувати напрями розвитку проекту із урахуванням стану ринкового середовища, потреб потенційних клієнтів та пропозицій проектів-конкурентів.

Ринок споживачів – нішевий (широкий профіль – виробництва, які виробляють продукцію лемітованої маси).

Канали збуту: використовуються прямі канали збуту. Безпосередній контакт з потенційними покупцями через візити на підприємства та презентації товару. Контакт через тематичні та галузеві виставки та конференції. Збут через інтернет-ресурси (інтернет-магазин).

Взаємодія зі споживачами: особисті контакти, по телефону, електронній пошті. Застосування програм лояльності. Із потенційними споживачами – підтримка інформаційних інтернет-ресурсів: сайт проекту, блог новин проекту, виставки, конференції. Попередня характеристика потенційних клієнтів Стартап-проекту наведена у таблиці 8.4.

Таблиця 8.4 – Попередня характеристика потенційних клієнтів Стартап-проекту

Потреба що формує ринок	Цільова аудиторія (цільові сегменти ринку)	Відмінності у поведінці різних потенційних цільових груп клієнтів	Вимоги споживачів до товару
Застосування жароміцних та легких матеріалів у аерокосмічній сфері та атомобілебудуванні	Виробництва, заводи	<ul style="list-style-type: none"> – новітня техніка та технології, які застосовуються; – швидкість та високий об'єм виготовлення продукції; – гарантія якості; – надійність 	<ul style="list-style-type: none"> – якість; – допустима собівартість; – надання чітких гарантій; – швидкість виконання

8.5 Аналіз ринку збуту товару

Також для входження на ринок слід враховувати цільову аудиторію, на яку буде направлений збут товарів та послуг, враховуючи потреби та вимоги споживачів, так як вони формують ринок (табл. 8.5).

Таблиця 8.5. – Характеристика потенційних клієнтів Стартап-проекту

Потреба, що формує ринок	Цільова аудиторія	Відмінність у поведінці різних потенційних цільових груп клієнтів	Вимоги споживачів до товару
Легкого матеріалу та простота виробництва	Аерокосмічна промисловість Продукція лемітованої маси	До даних деталей застосовують спеціальні випробування, та стандарти, які визначають самі покупці	Вимоги до продукції: низька вартість; висока стабільність; Вимоги до компанії стабільність товару та поставок; можливість корегування замовленням під час виробництва.

8.6 Аналіз факторів загроз

Головними загрозами для реалізації проекту можуть стати ріст ціни на сировину та несвоєчасність доставки товару до споживача. Результати аналізу приведені у вигляді таблиці (табл. 8.6).

Таблиця 8.6 – Фактори загроз

№	Фактори	Зміст загрози	Можлива реакція компанії
1	Ціна на сировину	Ріст ціни на сировину	Можливість закупівлі у інших компаній,
2	Складність доставки	Несвоєчасна доставка товару	Розробка та налагодження логістичних зв'язків

8.7 Аналіз альтернативних ринків впровадження Стартуп-проекту

Також, при розробці Стартуп-проекту було враховано і альтернативні ринки, які в тій чи іншій мірі можуть бути зацікавлені в продукції згідно проекту.

Жароміцність, тугоплавкість, висока теплопровідність та низький коефіцієнт термічного розширення матеріалу дозволяє застосовувати його у машинобудівній сфері в якості матеріалу для виготовлення обладнання обробки металів тиском. Також, висока електропровідність матеріалу та висока температура плавлення, дозволяє використовувати матеріал у виробництві електроламп та електровакуумних установок.

Результати аналізу наведені у вигляді таблиці (табл. 8.7).

Таблиця 8.7 – Альтернативи ринкового впровадження Стартуп-проекту

№	Альтернативні ринки збуту	Ймовірність отримання ресурсів	Строки реалізації
1	Машинобудівна	Одиничні замовлення	В залежності від кількості необхідного товару
2	Електротехнічна		

Однак слід врахувати, що наведені ринки не є основними і на них не потрібно робити великі ставки, так як це одиничні замовлення.

8.8 Ступеневий аналіз конкуренції на ринку

При розробці Стартуп-проекту важливим є аналіз конкуренції на ринку (табл. 8.8), результати якого дозволяють управляти ринком продукції з точки зору часу, кількості продукції, покращенням властивостей та регулюванням ціни.

Таблиця 8.8 – Ступеневий аналіз конкуренції на ринку

Особливості конкурентного середовища	В чому проявляється дана характеристика	Вплив на діяльність підприємства
1	2	3
1. Тип конкуренції – монополія	На сьогоднішній день тільки ІПМ НАНУ має таку технологію в Україні	Зменшення ціни на товар
2. За рівнем конкурентної боротьби – національна	На міжнародному рівні зарекомендована компанія “Kawamura”	Завоювати довіру на Українському ринку, та впровадитись на міжнародний шляхом підвищеної якості товару
3. За галузевою ознакою – внутрішньогалузева	Найбільш привабливою є аерокосмічна галузь	Реалізовувати товар за своєю галуззю

8.9 SWOT-аналіз Стартап-проекту

SWOT – аналіз для визначення факторів і явищ, що роблять найбільший вплив на підприємство. Цей етап включає також визначення стадії життєвого циклу продукції, що дозволяє оцінити необхідність

вкладень в розробку вдосконалених видів продукції з тим, щоб уникнути погіршення ринкової позиції в майбутньому.

SWOT – аналіз Стартап-проекту зведений у таблиці 8.9.

Таблиця 8.9 – SWOT- аналіз Стартап-проекту

Сильні сторони	Слабкі сторони
<ul style="list-style-type: none"> – можливість отримати матеріал з заданими характеристиками за низькою ціною; – відпрацювання технології отримання та обробки виробу; – дуже широкий асортимент послуг, включаючи суміжні галузі; – послуга дешевша наявних на ринку аналогів. 	<ul style="list-style-type: none"> – недостатня кількість спеціалістів в даній галузі (покупці) може призвести до непорозуміння при постановці задачі; – неможливість відтворення реальних процесів, для перевірки матеріалу в відповідних умовах; – Висока вартість проведення деяких видів аналізу матеріалів.
Можливості	Загрози
<ul style="list-style-type: none"> – посилення позиції на ринку; – можливість виходу на інші ринки збуту при невеликій кількості замовлень; – залучення та навчання молодих кадрів та використання сучасного обладнання; – вклад у розвиток аерокосмічної сфери країни. 	

8.10 Визначення ключових переваг концепції потенційного товару

В цьому підрозділі відмічено які основні переваги потенційний товар має в порівнянні із аналогами, що дасть можливість зробити висновки, про можливість конкурентної спроможності. Результати представлені у вигляді таблиці (табл. 8.10).

Таблиця 8.10 – Визначення ключових переваг концепції потенційного товару

№	Потреба	Вигода, яку пропонує товар	Ключові переваги перед конкурентами
1	Надійність	Надійний жароміцний матеріал, за зниженою собівартістю	Надійна робота в умовах високих температур та навантажень
2	Дешевизна		Вартість товару менша на від конкурентів

8.11 Висновки до розділу

Аналіз ринку збуту показав, що основному ринку головними конкурентами постають японська фірма “ Kawamura ”. Головною перевагою над конкурентами постає ціна на отриманий продукт.

Було проведено також аналіз альтернативних ринків збуту. Найбільш зацікавленими є машинобудівна.

Загальні риси конкуренції на ринку представлені у ступеневому аналізі конкуренції на ринку.

За проведеним SWOT-аналізом було визначено сильні та слабкі сторони проекту. Сильними сторонами виступають: можливість отримати матеріал з заданими характеристиками за низькою ціною; відпрацювання технології отримання та обробки виробу.

З огляду на проведений аналіз можна сказати, що імплементація проекту є доцільною.

ВИСНОВКИ

В результаті проведеної роботи по вивченню режимів розпилення порошків алюмінієвих сплавів системи алюміній-магній додатково легованих залізом та хромом. Розроблена технологія диспергування розплаву сплавів на основі алюмінію водою високого тиску, при якій забезпечується охолодження частинок порошку з швидкістю ≥ 106 К/с. Визначено оптимальні температура розплаву та тиск води при диспергування розплаву.

Показано, що при збільшенні ступеня деформації при прокатці високолегованих порошкових матеріалів відбувається зростання міцності. При цьому використання асиметричної прокатки дозволяє отримати більш міцний прокат в порівнянні з прокатом, продеформованим з використанням симетричної схеми прокатки.

Встановлено, що тенденція збільшення межі плинності порошкових матеріалів з ростом ступеня деформації однозначно спостерігається також і для легованих порошків тільки для дрібних фракцій. Отримані результати можна пояснити формуванням більш дисперсної структури матеріалу, що викликано більш високою швидкістю охолодження порошків дрібних фракцій. При цьому причиною знеміцнення матеріалів сформованих з порошків фракцій розміром більше 100 мкм може бути динамічна рекристалізація, що викликається застосуванням великих величин (70 %) інтенсивної сдвигової деформації.

Досліджений клас порошкових Al-Mg композитів є перспективним для високотемпературного використання. Границя плинності в оптимальних структурних станах досягає 160 МПа при 300 °С, що є достатньо високим значенням в порівнянні з іншими жароміцними матеріалами на основі алюмінію.

Перехід від дислокаційного до дифузійного механізму зміцнення суттєво залежить від фракційного складу вихідних порошків та схеми

додаткової пластичної деформації. Зразки прокату які були отримані з мілких фракцій зміцнюються значно сильніше, ніж зразки більш крупних фракцій.

Фізична причина, що визначає високу жароміцність досліджених матеріалів пов'язана з реалізацією механізму динамічної рекристалізації (зокрема для матеріалів з малим розміром вихідних порошків).

CONCLUSIONS

. As a result of the work done to study the modes of atomization of powders of aluminum alloys, the aluminum-magnesium system is additionally doped with iron and chromium. The technology of dispersion of the melt of alloys based on aluminum with high pressure water is developed, which ensures the cooling of the powder particles at a rate $\geq 10^6$ K / s. The optimum melt temperature and water pressure during melt dispersion are determined.

It is shown that with increasing of the degree of deformation during rolling of high-alloy powder materials there is an increase in strength. The use of asymmetric rolling makes it possible to obtain more durable rolling compared to rolling deformed using a symmetrical rolling circuit.

It is established that the tendency of increase of yield strength of powder materials with increasing degree of deformation is uniquely observed also for doped powders only for small fractions. The results obtained can be explained by the formation of a more dispersed structure of the material, which is caused by the higher cooling rate of the powders of small fractions. In this case, the cause of the depletion of materials formed from powder fractions larger than 100 μm may be dynamic recrystallization, which is caused by the use of large quantities (70%) of intense shear deformation.

The studied class of powder Al-Mg composites is promising for high temperature use. The yield strength in optimal structural states reaches 160 MPa at 300 ° C, which is quite high compared to other aluminum-based heat resistant materials.

The transition from the dislocation to the diffusion mechanism of hardening depends essentially on the fractional composition of the original powders and the scheme of additional plastic deformation. Rolled samples obtained from small fractions strengthen much more than samples from larger fractions.

The physical reason that determines the high heat-strength of the investigated materials is related to the implementation of the dynamic recrystallization mechanism (in particular for materials with a small size of source powders).

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ

- 1 Добаткин В.И. Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы. / В.И. Добаткин, В.И. Елагин, В.М Федоров. // – М. ВИЛС. – 1995.
- 2 Бондарев Б.И. Технология производства быстрозакристаллизованных алюминиевых сплавов. / Б.И. Бондарев, Ю.В. Шмаков // – М.: ВИЛС, 1997. – 231 с.
- 3 Aluminum and Aluminum Alloys: ASM Specialty Handbook. - ASM International, Materials Park, OH, 1993. - 784 p.
- 4 Фридляндер И.Н. Конструкционные деформируемые алюминиевые сплавы. – Москва: Металлургия. – 1979. – 208 с.
- 5 Карпець М.В. Особливості фазоутворення в швидкозагартованих сплавах Al-Fe-Cr при наявності квазікристалів / М.В. Карпець, С.О. Фірстов, Л.Д. Кулак, І.Д. Горна, Н.Н. Кузьменко, Г.Ф. Саржан // Фіз. Хім. Тверд. Тіла. – 2006. – Т.7, № 1. – С. 147 – 151.
- 6 Inoue A. Amorphous, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys in Al-based systems, Progr. Mater. Sci., Vol. 43. – 1998. – pp. 365–520.
- 7 Inoue A. Development of high-strength aluminum-based alloys by synthesis of new multicomponent quasicrystals. / A. Inoue, H.M. Kimura // Quasicrystals, Vol. 553, compiled by J.-M. Dubois, P.A. Thiel, A.-P. Tsai and K. Urban, Materials Research Society, Warrendale, PA. – 1999.
- 8 Kawamura Y. Rapidly solidified powder metallurgy Mg₉₇Zn₁Y₂ alloys with tensile yield strength of 610 MPa and elongation of 5 %. / Y. Kawamura, A. Inoue // Kaplan HI, editor, Magnesium Technology 2002. – TMS (The Minerals, Metals & Materials Society) – 2002.
- 9 Inoue A Development of high-strength aluminum-based alloys by synthesis of new multicomponent quasicrystals. / A. Inoue, H.M. Kimura // Quasicrystals, Vol. 553, compiled by J.-M. Dubois, P.A. Thiel, A. P. Tsai and K. Urban, Materials Research Society, Warrendale, PA. – 1999.

10 Ge Q. The processing of ultrafine-grained Mg tubes for biodegradable stents. / Q. Ge, D. Dellasega, A. Demir, M. Vedani // *Acta Biomaterialia* – 2013. – 9: 8604–10.

11 Nishida S. Estimation of heat transfer coefficient and temperature transition on melt drag process of AZ31 magnesium alloy by heat transfer and solidification analysis. / S. Nishida, I. Motomura // *Journal of Japan Institute of Light Metals*. – 2008. – 58 p. 439 – 442.

12 Jones T. Ballistic analysis of new military grade magnesium alloys for armor applications. / T. Jones, K. Kondoh // *Magnesium technology 2011*. TMS (The Minerals, Metals and Materials Society) – 2011. – p. 425 – 30.

13 Furuya M. Innovative ultra rapid cooling and atomizing process utilizing vapor explosion and production of new functional powders. / M. Furuya, T. Arai // In: compiled by European Powder Metallurgy Association, (Bellstone Shrewsbury, UK) *Proceedings of PM 2010 World Congress*. Florence. – 2010. – Vol. 1: p. 33 – 38.

14 Neikov O.D. Advanced aluminum alloy powders. In: *Handbook of non-ferrous metal powders*, Eds. / O.D. Neikov, S.S. Naboychenko, G. Dowson. // Elsevier Publishers. – 2009. – P.284 – 313.

15 Neikov O.D. Aluminium Alloys Produced by New Rapid Solidification Technology. / O.D. Neikov, A.V. Sameljuk, G.I. Vasilieva, A.V. Krajnikov P.M. Advanced // *Proc. 2004 Powder Metall. World Congress*, Ed: H. Danninger and LR. Ratzi, Eur. Powder Met. Assoc., Vienna, Austria, 17–21 October, vol. 1, 2004. – h. 237 – 242

16 Звіт по темі III-13-09 “Високоміцні сплави алюмінію в метастабільному стані, отримані методом твердіння при швидкому охолодженні з рідкого стану”

17 Звіт по темі III-19-07 (Ц) “Квазікристали на основі алюмінію та їх апроксиманти, фундаментальні проблеми деформації, руйнування та отримання високоміцних станів композиційних матеріалів”

18 Звіт по темі П-19-10 (Н) по темі „Розробка зварюваних алюмінієвих сплавів, зміцнених наноквазікристалічними частками, для використання при підвищених температурах до 300 °С, та дослідження фізичних проблем міцності сплавів та їх зварних з'єднань» за договором № 83/10-Н.

19 Neikov O.D. Water Atomized Powder Technologies for Advanced Aluminium Alloy Production // 2000 Powder Metallurgy World Congress, compiled by K. Kosuge and H. Nagai, Japan Society of Powder and Powder Metallurgy and Japan Powder Metallurgy Association, Kyoto. – 2000. – p. 464.

20 Neikov O.D. Water atomized powders of aluminium and its alloys / O.D. Neikov, A.V. Krajnikov / Mater. Sci. Forum. – 1996. – 217 – 222. – P. 1649 – 1653.

21 Звіт по темі 1.6.2.5-04 "Розробка способів отримання і дослідження впливу технологічних параметрів вспінання на структуру та механічні властивості піноалюмінію"

22 Mortensen A. Metal matrix composites / A. Mortensen, J. Llorca // Annu. Rev. Mater. Res. – 2010. – 40. – P. 243 – 270.

23 German R.M. Particulate composites fundamentals and applications – Springer, 2016. – 436 p.

24 Vdovychenko O.V. Effect of microstructure on Young's modulus of extruded Al-SiC composites studied by resonant ultrasound spectroscopy / O.V. Vdovychenko, V.S. Voropaev, A.N. Slipenyuk // J. Mater. Sci. – 2006. – 41. – P. 8329 – 8338.

25 Song M. Effects of die-pressing pressure and extrusion on the microstructures and mechanical properties of SiC reinforced pure aluminum composites / M. Song, Y. He // Mater. Des. – 2010. – 31. – P. 985 – 989.

26 El-Kady O. Effect of SiC particle size on the physical and mechanical properties of extruded Al matrix nanocomposites / O. El-Kady, A. Fathy // Mater. Des. – 2014. – 54. – P. 348 – 353.

- 27 Grácio J.J. Mechanical behavior of Al-SiC nanocomposites produced by ball milling and spark plasma sintering / J.J. Grácio, C.R. Picu, G. Vincze, N. Matyhew, T. Schubert, A. Lopes, C. Buchheim // Metall. Mater. Trans. A – 2013. – 44. – P.5259 – 5269.
- 28 Voropaev V.S. Influence of a degree of strain on formation of a microstructure of a composite of powders of rapid-crystallized Al-Cu-Mn alloy and silicon carbide / V.S. Voropaev, O.V. Vdovychenko, A.N. Slipenyuk // Metallofiz. Noveishie Tekhnol. – 2004. – 26. – P.831 – 839.
- 29 Gadzira M. Solid solution of carbon in β -SiC / M. Gadzira, G. Gnesin, O. Mykhaylyk, V. Britun, O. Andreyev // Mater. Lett. – 1998. – 35. – P. 277 – 282.
- 30 Gadzira M. Synthesis and structural peculiarities of nonstoichiometric β -SiC / M. Gadzira, G. Gnesin, O. Mykhaylyk, O. Andreyev // Diamonds Relat. Mater. – 1998. – 7. – P.1466 – 1470.
- 31 Патент на корисну модель №116165, МПК C22C 20/00. / К.А. Гогаєв, Е.А. Потипака, М.П. Гадзіра // Спосіб модифікування алюмінієвих ливарних сплавів. – Бюл №9, від 10.05.2017.
- 32 Гогаев К.А. Асимметричная прокатка металлических порошков. I. Уплотняемость порошков при асимметричной прокатке / К.А. Гогаев, В.С. Воропаев, Г.Я. Калущкий // Порошк. металлургия – 2009. – № 3/4. – С. 36 – 42.
- 33 Гогаев К.А. Исследование влияния режимов деформации на свойства порошковых материалов на основе сплава АМг5 / К.А. Гогаев, В.С. Воропаев, Ю.Н. Подрезов, Д.Г. Вербило, О.С. Коряк. // Порошк. металлургия – 2015. – №5\6. – С. 2 – 39.
- 34 Lin Q. Microstructure and texture characteristics of ZK60 Mg alloy processed by cyclic extrusion and compression. / Q. Lin, Y. Wang, M. Chen, Liu and H.J. Roven // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2010. – 20, P. 2081 – 2085.

- 35 Karamis B. Friction and wear behaviors of reciprocatingly extruded Al–SiC composite. / B. Karamis, F.N. Sari and V. Erturun // J. Mater. Proc. Technol. – 2012. 212. P. 2578 – 2585.
- 36 Karamis M.B. Investigation on effects of reciprocating extrusion process on microstructure of AA 6061 based composites / M.B. Karamis, V. Erturun and F. N. Sari // Mater. Sci. Technol. – 2012. – 28, P. 1379 – 1384.
- 37 Mansourinejad M. and Mirzakhani B. Influence of sequence of cold working and aging treatment on mechanical behaviour of 6061 aluminum alloy. Trans. Nonferrous Met. Soc. China – 2012. – 22. P. 2072 – 2079.
- 38 Lee S.W. Premium 7075 Aluminium Alloys Produced by Reciprocating Extrusion. / S.W. Lee, J.W. Yeh and Y.S. Liao // Adv. Eng. Mater. – 2004. – 6. P. 936
- 39 Lee S.W. and Yeh J.W. Microstructural Evolution and Superplasticity of Al-5.8Mg-0.23Mn Alloys Processed by Reciprocating Extrusion. – Metall. Mater. Trans. A. – 2005. – 36. P. 2225 – 2234.
- 40 Erturun V. and Karamis M.B. Effects of reciprocating extrusion process on mechanical properties of AA 6061/SiC composites. Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2016. – 26. P. 328 – 338.
- 41 Lee S.W. and Yeh J.W. Microstructural Evolution and Superplasticity of Al-5.8Mg-0.23Mn Alloys Processed by Reciprocating Extrusion. – Metall. Mater. Trans. A. – 2005. – 36. P. 2225 – 2234.
- 42 Erturun V. and Karamis M.B. The effects of a reciprocating extrusion process on the friction and wear behaviors of AA 6061/SiC composites. – J. Mater. Res. – 2016. – 31. P. 388 – 395.
- 43 Duan Y. Microstructure and mechanical properties of 7005 aluminum alloy processed by room temperature ECAP and subsequent annealing. / Y. Duan, L. Tang, G. Xu, Y. Deng and Z. Yin // J. Alloys Comp. – 2016. 664. P. 518 – 529.

- 44 Jiang J. Microstructure and mechanical properties of the rheoformed cylindrical part of 7075 aluminum matrix composite reinforced with nano-sized SiC particles. / J. Jiang and Y. Wang // *Mater. Des.* – 2015. 79. P. 32 –41.
- 45 Roy S. Effect of extrusion ratio on the microstructure, texture and mechanical properties of (Mg/AZ91) m – SiCp composite. / S. Roy, G. Kannan, S. Suwas and M. K. Surappa // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2015. 624. P. 279 – 290.
- 46 El-Kady O. Effect of SiC particle size on the physical and mechanical properties of extruded Al matrix nanocomposites. / O. El-Kady and A. Fathy: *Mater. Des.* – 2014. 54. P. 348 – 353.
- 47 Tang F. Microstructure and tensile properties of bulk nanostructured Al-5083/SiCp composites prepared by cryomilling. / F. Tang, M. Hagiwara, J.M. Schoenung. // *Mater. Sci. Eng. A* 407 (2005). – P. 306 – 314.
- 48 Ma Z.Y. The performance of aluminium-matrix composites with nanometric particulate Si-N-C reinforcement. / Z.Y. Ma, S.C. Tjong, Y.L. Li // *Compos. Sci. Technol.* – 59 (1999). – P. 263 – 270.
- 49 Rahmani Fard R. Effect of extrusion temperature on the microstructure and porosity of A356-SiCp composites / R. Rahmani Fard, F. Akhlaghi // *J. Mater. Proc. Technol.* – 187–188 (2007). – P. 433 – 436.
- 50 Wang Z. Effect of extrusion and particle volume fraction on the mechanical properties of SiC reinforced Al–Cu alloy composites. / Z. Wang, M. Song, C. Sun, D. Xiao, Y. He // *Mater. Sci. Eng. A* 527 – (2010). P. 6537 – 6542.
- 51 Wronski S. Microstructure evolution and grain refinement in asymmetrically rolled aluminium. / S. Wronski, B. Bacroix // *Acta Mater.* – 76 (2014). P. 404 – 412.
- 52 Bintu A. Effect of symmetric and asymmetric rolling on the mechanical properties of AA5182 / A. Bintu, G. Vincze, R.C. Picu, A.B. Lopes // *Mater. Des.* – 100 (2016). P. 151 – 156.
- 53 Gogaev K.A. Effect of deformation conditions on the properties of powder material AMg5. / K.A. Gogaev, V.S. Voropaev, Yu.N. Podrezov, D.G.

Verbilo, O.S. Koryak // Powder Metall. Metal Ceram. – 54 (5-6) (2015). – P. 274 – 280.

54 Аксенов Г.И. Прокатка порошка титана в тонкую ленту по методу Горьковского политехнического института./ Аксенов Г.И. Хромов В.Г., Николаев А.Н. // Титан и его сплавы. М.: Изд. АН СССР. – 1960. – вып. 3. – С. 152 – 158.

55 Шмелев Л.С. Промышленное производство листового титана прокаткой порошков / Л. С. Шмелев, В. К. Сорокин // Цвет. металлы. – 1993. – № 10. – С. 49 – 50.

56 Гогаев К.А. Особенности и технологические параметры асимметричной прокатки металлических порошков / К.А. Гогаев, Г.Я. Калущкий, В.С. Воропаев // Віс. НТУ України “Київський політехн. ін-т”. Сер. машинобудування. – 2010. – № 60. – С. 89 – 93.

57 Гогаев К.А. Асимметричная прокатка металлических порошков. II Угловые параметры асимметричной прокатки. / К.А. Гогаев, Г.Я. Калущкий, В.С. Воропаев // Порошковая металлургия. – 2009. – № 5/6. – С. 35 – 40.

58 Drucker, D.C. 1957, "Soil mechanics and hardening theories of plasticity", American Society of Civil Engineers (ASCE) transaction, vol. 122, pp. 338 – 346.

59 Maggio Di. IS (1971) Material model for granular soils. / Di Maggio, FL, Sandler // J EngMechDiv. – 1997. P 935 – 950.

60 Brandt On. Constitutive Modeling of the Compaction and Sintering of Cemented Carbides, Department of Mechanical Engineering, Linköping University. Linköping, Sweden. – 1998.

61 Brandt J. A constitutive model for compaction of granular media, with account for deformation induced anisotropy. / J. Brandt, L. Nilsson // Mechanics of Cohesive– Frictional Materials. – 4 (1999). – P. 391 – 418.

62 Carlson R. Compaction of Ceramic Microspheres, Spherical Molybdenum Powder and Other Materials to 3 GPa. / R. Carlson, B.P. Bonner,

F.J. Ryerson, M.M. Hart // Lawrence Livermore National Laboratory/ Livermore, California – 94551(2006). – 129 pp.

63 Zadeh H.K. Finite element analysis and experimental study of metal powder compaction. A thesis submitted to the Department of Mechanical and Materials Engineering in conformity with the requirements for the degree of Doctor of Philosophy / Queen's University Kingston, Ontario, Canada // September. – 2010. – 165 pp.

64 Avallone A. Marks' Standard Handbook for Mechanical Engineers. / A. Avallone, T. Baumeister III, Ali M. Sadegh // Eleventh Edition, USA/Library of Congress Catalog Card Number. – 87-641192 (2007). – 2305 pp.

65 Г.Я. Калущкий, К.А. Гогаев, В.С. Воропаев, В.В. Непомнящий. Опыт прокатки металлических порошков и гранул с использованием асимметричных схем деформирования // Порошковая металлургия. — 2007. — № 3-4. — С. 115—121.

66 Гогаев К.А. Упрочнение компактного и пористого титана при асимметричной прокатке. / К.А. Гогаев, В.С. Воропаев, Ю.Н. Подрезов, Д.Г. Вербило, Н.И. Даниленко // Порошковая металлургия. – 2007. – № 1 – 2. – С. 15 – 22.

67 Синицын В.Г. Несимметричная прокатка листов и лент. – М.: Металлургия. – 1984. – 167 с.

68 Штерн М.Б. Численное моделирование процессов прессования порошковых изделий сложной формы в жестких матрицах: влияние схемы прессования на распределение плотности. I. Механическая модель уплотнения порошка. / М.Б. Штерн, О.В. Михайлов // Порошковая металлургия. – 2002. — N 11/12 . — С. 29 —36.

69 Михайлов О.В., Штерн М.Б. Численное моделирование процессов прессования порошковых изделий сложной формы в жестких матрицах: влияние схемы прессования на распределение плотности. II. Методика моделирования и анализ схем формования // Порошковая металлургия. – 2003. – N 3/4. – С. 7 – 16.

70 Neikov O.D. Properties of Rapidly Solidified Powder Aluminum Alloys for Elevated Temperatures Produced by Water Atomization. / O.D. Neikov, Yu.V. Milman, D.B. Miracle, D.V. Lotsko, A.I. Sirko, A.V. Sameljuk, N.A. Yefimov // *Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials*, V. Arnhold, C.-L. Chu, W. Jandeska Jr., H. Sanderow (eds.) Metal Powder Industries Federation, Princeton, New Jersey. □ 2002. □ Vo 1.7. □ P. 14 – 27.

71 Neikov O.D. Water atomised aluminium alloy powders. / O.D. Neikov, G.I. Vasilieva, A.V. Sameljuk, A.V. Krajnikov / *Material Science and Engineering*. – 2004. – A383. – P. 7 – 13.

72 Гогаев К.А. Влияние режимов формования на структуру и свойства полуфабрикатов из водораспыленных порошков сплава АМГ5. Электронная микроскопия и прочность материалов. / К.А. Гогаев, В.С. Воропаев, Д.П. Вербило, Н.И. Даниленко, А.Ю. Коваль // *Труды ИПМ им. И.Н. Францевича НАНУ*. – Вып.20. – Киев. – 2014. С. 153 – 159.

73 Vdovychenko O.V. Effect of microstructure on Young's modulus of extruded Al-SiC composites studied by resonant ultrasound spectroscopy / O.V. Vdovychenko, V.S. Voropaev, A.N. Slipenyuk // *J. Mater. Sci.* – 2006. – 41. – P.8329-8338.

74 Gadzira M. Solid solution of carbon in β -SiC / M.Gadzira, G. Gnesin, O. Mykhaylyk, V.Britun, O. Andreyev // *Mater. Lett.* – 1998. – 35. – P.277–282.

75 Gadzira M. Synthesis and structural peculiarities of nonstoichiometric β -SiC / M. Gadzira, G. Gnesin, O. Mykhaylyk, O. Andreyev // *Diamonds Relat. Mater.* – 1998. – 7. – P.1466–1470.

76 Slipenyuk A. Properties of P/M processed particle reinforced metal matrix composites specified by reinforcement concentration and matrix-to-reinforcement particle size ratio / A. Slipenyuk, V. Kuprin, Yu. Milman, V. Goncharuk, J. Eckert // *Acta Mater.* – 2006. – 54. – P.157–1

